

博士論文

エネルギー開発用電気抵抗溶接鋼管の

耐破壊信頼性向上のための

材料組織プロセス制御と実用設計

(Metallurgical and Practical Design to Improve Fracture Reliability
in High-Frequency Electric Resistance Welded Steel Pipe for
Energy Development Use)

横浜国立大学大学院 理工学府
機械・材料・海洋系工学専攻

後藤 聡太
(Sota Goto)

2019年9月

目次

第 1 章 序論	1
1.1. 研究の背景と目的	1
1.1.1. 電縫鋼管の特徴	1
1.1.2. エネルギー開発用鋼管に求められる性能	5
1.1.3. 解決すべき課題と本研究の目的	10
1.2. 従来の研究	12
1.2.1. 鋼管母材の高靱性化	12
1.2.2. 鋼管母材の高変形能化	18
1.2.3. 電縫溶接部の高信頼性化	21
1.3. 本論文の構成	23
第 1 章の参考文献	26
第 2 章 高靱性厚肉電縫鋼管の材料設計指針	30
2.1. 緒言	30
2.2. 材料設計の考え方	32
2.3. 実験方法	34
2.3.1. 供試鋼	34
2.3.2. 連続冷却変態線図	35
2.3.3. 靱性評価試験	36
2.3.4. 円周溶接試験	37
2.4. 実験結果及び考察	38
2.4.1. ミクロ組織に及ぼす炭素量の影響	38
2.4.2. 熱間圧延プロセスにおける制御圧延率の低温靱性への影響	40
2.5. API X80 級高靱性厚肉電縫鋼管製造への応用	48
2.6. 小括	52
第 2 章の参考文献	53
第 3 章 高靱性低降伏比電縫鋼管の材料設計指針	55

3.1. 緒言	55
3.2. 実験方法	57
3.2.1. 供試材	57
3.2.2. ミクロ組織観察	58
3.2.3. 機械試験	58
3.3. 実験結果	59
3.3.1. 低降伏比鋼のミクロ組織形成に及ぼす合金元素の影響	59
3.3.2. 低降伏比鋼のシャルピー靱性に及ぼすミクロ組織の影響	63
3.4. 考察	65
3.4.1. 高変形能電縫鋼管素材の製造条件適正化	65
3.4.2. 島状マルテンサイトサイズと靱性の関係	69
3.5. 小括	73
第3章の参考文献	74
第4章 電縫溶接部の信頼性向上指針	76
4.1. 緒言	76
4.2. シャルピー衝撃試験におけるき裂発生解析	79
4.2.1. 解析条件	79
4.2.2. 解析結果及び考察	82
4.3. シャルピー衝撃試験におけるき裂伝播解析	87
4.3.1. 解析条件	87
4.3.2. 解析結果及び考察	88
4.4. 電縫溶接部ミクロ組織の適正化	99
4.5. 高信頼性電縫溶接部の実管性能	102
4.6. 小括	105
第4章の参考文献	107
第5章 円周溶接継手強度に及ぼす溶接後熱処理の影響	108
5.1. 緒言	108
5.2. 実験方法	110

5.2.1. 継手引張試験	110
5.2.2. 溶接後熱処理の強度への影響評価	113
5.3 実験結果	114
5.3.1. 溶接後熱処理後の継手引張特性	114
5.3.2. 引張特性に及ぼす溶接後熱処理の影響	118
5.4. 考察	120
5.4.1. 溶接後熱処理による析出物の変化	120
5.4.2. 溶接後熱処理による下部組織の変化	123
5.4.3. 溶接後熱処理によるシャルピー衝撃特性の変化	129
5.5. 小括	130
第5章の参考文献	131
第6章 総括	132
謝辞	137
研究業績	138
本論文に関連する公表論文	138
その他の公表論文	138
査読付き国際会議発表	138
学会発表	140

第 1 章 序論

1.1. 研究の背景と目的

はじめに電縫鋼管の利点と欠点を概説し、次にエネルギー分野で求められる性能についてまとめる。最後にエネルギー開発用としての電縫鋼管の課題と本研究の目的について述べる。

1.1.1. 電縫鋼管の特徴

鋼管はパイプラインなどの流体輸送をはじめとするインフラを支える構造材料として広く用いられている。はじめに、本研究の主題として取り上げる電気抵抗溶接鋼管（電縫鋼管）の一般的な特徴を述べる。

鋼管は、その製造方法の違いによって溶接鋼管と継目無鋼管に大きく分けられる。溶接鋼管は管状に成形された鋼板の両端を長手溶接により接合して鋼管とするもので、使用する素材、成形方法および溶接方法によって分類される。代表的な鋼管の種類と用途を **Table 1-1** に示す。

継目無鋼管はビレットと呼ばれる丸棒の鋼片を素材として、傾斜ロール穿孔により圧延を行なうマンネスマン製造法（Piercing）や押し出しで製造するプレス製造法（Extrusion）を用いてビレット（Billet）中央部に穴を開けて鋼管とするもので、継目無鋼管には文字どおり長手溶接部が存在しない。

本研究の主題として取り上げる高周波電気抵抗溶接鋼管（電縫鋼管、ERW）は溶接鋼管の一種である。このほかに溶接鋼管には UOE 鋼管やスパイラル（Spiral）鋼管などがある。

UOE 鋼管は素材の厚鋼板両エッジを C プレスで曲げて予成形した後、U プレスで鋼板中央部を曲げて U 字形状とし、最後に半円状の上下型による O プレスで円形状に成形する。その後、両端部の仮付け溶接、内面溶接および外面溶接を順に行ない、最後に鋼管径を 1 % 程度広げる拡管工程（Expansion）を経て鋼管とする。それぞれの工程の頭文字をとって UOE 鋼管と呼ばれる。成形、溶接ともにバッチ処理で行なわれ、長手溶接はサブマージアーク溶接（Submerge arc welding）により行なわれる。1948 年にカイザースチール社で世界初の UOE 鋼管工場が稼

動した。国内では日本鋼管京浜が第一号である。UOE 鋼管は主に石油・天然ガスを輸送するラインパイプ (Linepipe) として使用される。UOE 鋼管の長手溶接部の信頼性はほかの溶接鋼管と比べて高いとされ、低温環境や深海などの厳しい環境で用いられるエネルギー開発用鋼管には、UOE 鋼管が用いられることが多い。

スパイラル鋼管は 1900 年以前には既に実用化されていた鋼管成形方法である。素材となる熱延鋼板 (Hot-rolled coil) を曲げ成形によりらせん状に巻いてパイプ形状とし、成形ライン内に設けられた溶接設備で内面溶接と外面溶接を連続的に行ない鋼管とする。スパイラル鋼管はほかの鋼管に比べて比較的簡便な設備で成形できるため大径サイズ (Large diameters) の製造が容易であるという特徴がある。スパイラル鋼管は主に基礎杭 (Steel pile) などの土木建築用管として用いられる。スパイラル鋼管のラインパイプ用途は、万が一破壊が起こっても周辺への影響が少ない中東の砂漠地帯などで用いられる。

電縫鋼管は 1877 年にアメリカで考案された電気抵抗溶接法 (Electric resistance welding) を応用した鋼管製造方法である。1919 年に同じくアメリカで鋼管製造方法への応用発明がなされており、1929 年にリパブリックスチール社が実用化した。国内では 1934 年に当時の三機工業によって導入された。電縫鋼管は英語表記の頭文字をとって ERW 鋼管とも呼ばれる。

電縫鋼管の代表的な製造プロセスを Fig. 1-1 に示す。電縫鋼管は素材となる熱延鋼板 (Hot-rolled coil) をロール成形機によって円筒状に成形 (Roll forming) し、電気抵抗熱によりその両端部を加熱して熔融させ、熔融した端部同士を加圧接合して鋼管とする。溶接後に必要に応じて電縫溶接部近傍のみをインラインで誘導加熱する。これをシーム熱処理 (Seam annealing) と呼ぶ。最後に所定の外径に整えるサイジング工程 (Sizing) を経て所定の長さに切断 (Cutting) された後、各種の非破壊検査と破壊検査が行なわれたのちに出荷される。

電縫溶接が実用化された当初は両端部の溶接に用いる電流は 120 kHz 程度の低周波電流を用いるのが主流であった。しかし、低周波電流は熱浸透量が大きく、高温加熱領域が広範囲に及ぶため、電縫溶接部近傍に粗大脆化組織が形成されやすいという課題があった。このため 1960 年～1970 年代には高周波電流 (450 kHz 以上) が用いられるようになった。高周波電流の適用により溶接入熱不足により生じる冷接状欠陥 [1, 2] はほとんど抑制されるようになった。高周波溶接法で製造

した電縫鋼管（ERW 鋼管）は HFW（High-frequency electric resistance welded）鋼管や HFI（High-frequency induction welded）鋼管と呼ばれ、低周波溶接法とは区別される。HFW か、HFI かは電極を鋼板に直接接触させて通電するか、ワークコイルを用いて誘導電流を鋼板に通電させるかによる違いである。鋼管径が大きくなるとワークコイルを用いるのが困難となるため、比較的径が大きいラインパイプ用電縫鋼管では HFW が主流である。本研究でも HFW 鋼管を扱う。

電縫鋼管は成形・溶接ともに連続して行うことができ、加えて高周波電流の高出力化によってライン速度を増加させることができるので、溶接鋼管の製造方法の中でもっとも高能率な製造方法とされる。さらにロール成形により成形されるので、真円度が高く長手方向の径変動が小さいという特徴もある。真円度が高いことは外圧による圧潰に対して有利であり、長手方向の径変動が小さいことは座屈に対して有利である。真円度が高いとパイプ同士を溶接で接合する際の見違いを気にせずにパイプを配置できるので溶接施工時間短縮に寄与する。このように電縫鋼管は材料コストと施工コストの面で大きな利点を有する。

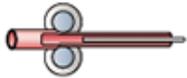
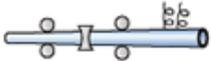
一方で電縫鋼管の最大の課題は破壊に対する信頼性である。通常のアーク溶接では熔融金属中に生じた酸化物などは、比較的遅い凝固過程においてスラグとして溶接ビード表面側に排出されるため溶接欠陥として酸化物が残留することは極めて少ない。しかし、電気抵抗溶接法では高周波電磁力で攪拌されている熔融部を強制的に加圧接合して凝固させるため接合面に酸化物が残留しやすい。この酸化物欠陥はペネトレータと呼ばれる。

ペネトレータの発生防止技術については材料成分影響 [3-5] や発生現象解明 [6, 7] に関する研究が盛んに行われ、1990 年代にかけて溶接部シールド法 [8] や溶接部入熱量制御方法 [9] などの技術開発がなされた。このような品質管理技術の進展により、近年では電縫鋼管のエネルギー開発用鋼管への適用実績は徐々に増加しているが、低温環境や深海など厳しい環境下の天然ガスパイプラインにはほとんど適用されていない。この理由として、低温環境や深海といった高難易度の資源開発を主導するオイルメジャーが、エネルギー開発用鋼管としての実績が乏しい電縫鋼管の破壊に対する信頼性を認めていないことが大きい。

Battelle 研究所が 2012 年にまとめた電縫鋼管の破壊に関するレポート [10] によると、電縫鋼管ラインパイプの 280 件破壊事例（バースト試験も含む）のうち、

電縫溶接部欠陥が原因となったケースが 94 %に達する。この調査には品質管理技術が発展する 1970 年代以前の電縫鋼管や低周波電縫管も含まれるため必ずしも現代の技術で製造された電縫鋼管の溶接部品質と関連付けることはできない。しかし、この Battele 研究所レポートは「HFW 鋼管や HFI 鋼管も含む電縫鋼管はある確率で溶接部欠陥が存在する」というイメージをオイルメジャーに強く訴えるものである。

Table 1-1. Types of steel pipes and their applications

Class	Welded pipe			Seamless pipe
	ERW	UOE	Spiral	
				
Weld	Electric resistance	Submerged arc	Submerged arc	Non
Forming	Roll forming	Press forming	Bending	Piercing, Extrusion
Material	Hot-rolled coil	Steel plate	Hot-rolled coil	Billet
Advantage	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Forming rate ✓ Dimensional accuracy 	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Large diameters ✓ Less weld defect 	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Forming rate ✓ Small-scale facility 	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Weld defect free ✓ Heavy-wall
Application	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Water pipe ✓ Steel pile ✓ Structural pipe ✓ Oil-well casing ✓ Linepipe 	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Linepipe ✓ Steel pile ✓ Oil-well casing 	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Steel pile ✓ Linepipe 	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Oil-well tubular ✓ Linepipe ✓ Boiler tube

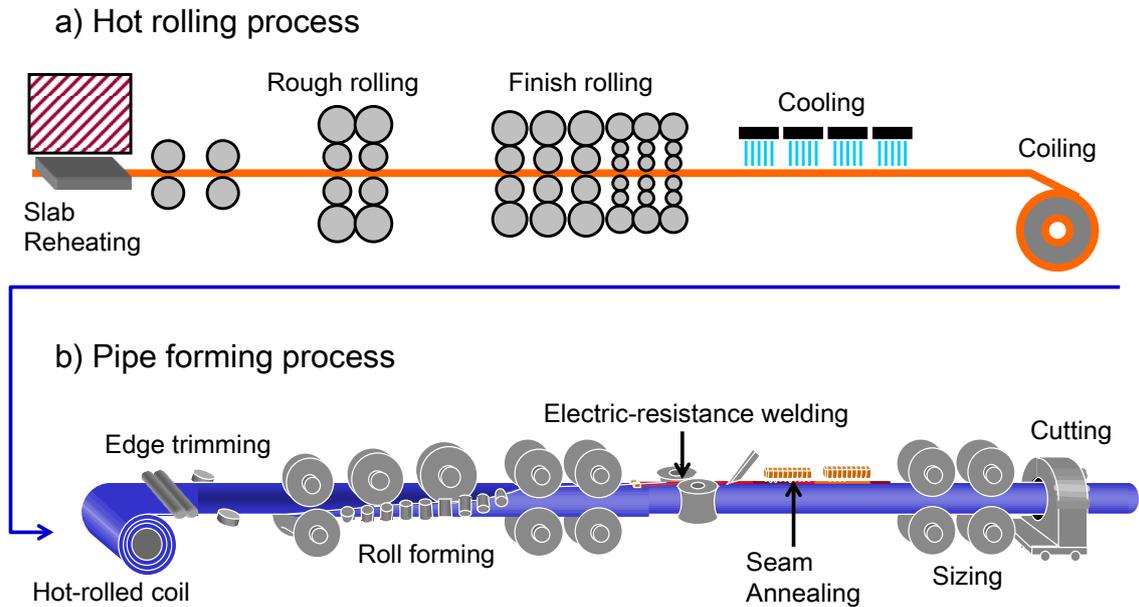


Fig. 1-1. Manufacturing process of electric-resistance welded steel pipe

1.1.2. エネルギー開発用鋼管に求められる性能

ここでは電縫鋼管の適用ターゲットであるパイプライン用鋼管（ラインパイプ）と、井戸掘削用の外套鋼管（ケーシングパイプ）に求められる性能について述べる。ここで述べる要求性能を電縫鋼管で達成できることが技術的・学術的裏付けられれば、電縫鋼管の破壊に対する信頼性を向上させることに繋がる。以下に各用途における要求性能を述べる。

ラインパイプ

天然ガスは埋蔵量が豊富であり石油と比べて CO₂ 排出が少ないエネルギー資源であることから、環境負荷を考慮して今後益々需要が増加することが予測されている [11]。こうした需要に対応するため、天然ガス田開発は寒冷地、地震地帯、深海など従来よりも厳しい環境の地域にまで広がっている [12]。

ガス生産地で採掘・精製された天然ガスはパイプラインを使って離れた消費地まで輸送される。パイプラインでは経済性の観点から高圧操業・高強度化の要望が強い [13]。従来は内圧 10 MPa 程度で操業されるが、近年では 20 MPa まで志向されている。

高圧操業化により一度に輸送できる天然ガスの量が増えて輸送効率が向上する。高強度化では設計圧力を高くすることができ、同量の天然ガスを輸送する際のパイプ径を小さくすることができる。パイプ径が小さくなれば材料調達と溶接施工性の観点でコスト低減が可能となる。あるいは設計圧力が同じ場合はパイプ厚を薄くできるため、鋼材や溶接材料の低減や溶接施工時間の低減により敷設コストの低減が可能となる。こうしたニーズを背景としてラインパイプには高強度が求められている。

Fig. 1-2 は 2010～2014 年に米国で発生した約 2,452 件のパイプライン事故データベース [14] をもとに事故原因を整理したものである。腐食 (Corrosion) による事故が最多の 449 件であり全体の 1/5 を占める。また掘削工事による損傷 (Excavation damage) や材料 (Material failure of pipe or weld) に関連する事故も多い。いずれの事故も腐食や外部損傷によって導入された初期欠陥を起点として破壊が進行したものであり、ラインパイプには高強度に加えて厳しい環境化でも容易に破壊しない安全性が求められる。

Table 1-2 にラインパイプの必要性能を破壊因子ごとにまとめて示す。設計圧力を基準にした応力設計 (Stress-based) では掘削工事での損傷や腐食部が起点となるバースト破壊 (Burst fracture) が想定され、これに対する「耐破壊性能 (Crack arrest performance)」が重要となる。

一方で地震や液状化 (Liquefaction) などの地殻変動によりパイプラインに外的変形が与えられる場合、または海底パイプラインの敷設施工 (S-lay 工法、J-lay 工法、Reel-lay 工法) によってラインパイプに数%程度の塑性ひずみが付与される場合には、鋼管に塑性変形が生じることを念頭に置いたひずみ設計 (Strain-based) も必要となる。ひずみ設計では主に座屈せずに曲がる「変形性能 (Deformation performance)」が求められる。

不連続永久凍土帯では凍上 (Frost heave) や融解沈下 (Thaw settlement) が起こる。凍上は凍っていない土壌を通るパイプラインが周りの土壌を凍らせて浮き上がる現象である。融解沈下は凍った土壌を通るパイプラインが凍土を溶かして地盤沈下する現象である。こうした現象を操業面から防止することは困難であり従来の応力設計に加えてひずみ設計を取り入れる試みがなされてきた [16-20]。ひずみ設計のパイプラインには管軸方向の塑性変形を許容することが求められる。

Igi ら [21] は X80 級の実管曲げ試験によりパイプ曲げ破壊過程を調べ、最初に曲げ圧縮側で座屈が生じた後、座屈部をピボットとして座屈部反対側の引張側で塑性変形が進行して破断に至ることを明らかにした。

耐座屈性能には形状因子も影響する。軸圧縮を受けるパイプの座屈限界圧縮ひずみ ε_{cr} は Eq. 1-1 で表される [22]。ここで、 n は加工硬化指数、 t は管肉厚、 D は平均管径である。

$$\varepsilon_{cr} = \frac{4}{3} \sqrt{n} \frac{t}{D} \quad (1-1)$$

Eq. 1-1 より ε_{cr} は管厚と n 値の平方根に比例し、管径に反比例する。一般に n 値は高強度化によって低下する。高強度化の目的のひとつはパイプ管厚薄肉化であるが、薄肉化と加工硬化能低下はいずれも耐座屈性能に不利となる。

材料特性である n 値を大きくすれば ε_{cr} を大きくすることができる。Suzuki ら [23] は実験と数値解析により、鋼管の n 値を変化させた場合の軸圧縮強度を評価した。その結果、高 n 値材ほど座屈ひずみが大きくなり、降伏棚が現れるような低 n 値材では座屈ひずみが小さくなることを示した (Fig. 1-2)。

実際の使用で問題となる曲げ変形に関しては Eq. 1-1 のような座屈限界ひずみを求める解析解がないのが現状であるが、Suzuki ら [24] による実験的・解析的研究では、曲げ変形においても軸圧縮と同様に高 n 値材で座屈限界ひずみが大きくなることが示されている。

このようにラインパイプの変形性能向上に対しては材料の降伏比（引張強度に対する降伏強度の比）を低減して加工硬化特性を向上させることが有効である。加工硬化能は材料強度が高くなるほど低下するため、高強度パイプほど変形能を確保することが困難となる。そのため設計適用の研究は主としてアメリカ石油協会規格 API X80（降伏強度 $YS \geq 555$ MPa）級以上の高強度ラインパイプについて行なわれている。

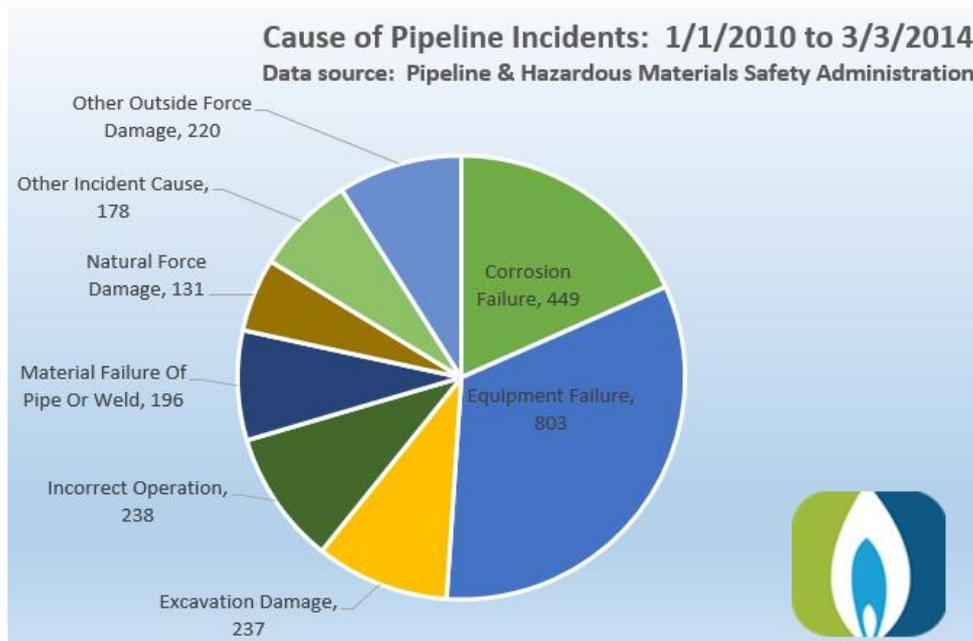


Fig. 1-2. Causes of pipeline incidents from 2010 to 2014 [14]

Table 1-2. Required performances for linepipe

Design	Cause of fracture	Fracture phenomena	Performance requirement
Stress-based	Excavation damage	Burst fracture	Crack arrest performance
	Corrosion	Burst fracture	
Strain-based	Earthquake	Buckling / Fatigue	Low cycle fatigue strength
	Frost heave / Thaw settlement	Buckling / Weld fracture	Deformation performance
	Liquefaction	Buckling / Weld fracture	Deformation performance

ガス圧力による管周方向圧力を作用応力として進展するバースト破壊に対しては、小型試験や実管試験によりその防止性能が評価される。**Table 1-3** に代表的な小型試験と実管試験の評価手法をまとめる [15]。これら評価手法は外部要因によってパイプラインになんらかの破壊のきっかけが生じた場合に、(1) 脆性破壊伝播の防止 (DWTT (Drop weight tear test) 破面率規定、CTOD (Crack tip opening displacement) 規定：材料特性)、(2) 高速延性破壊発生の防止 (限界応力規定：操業管理)、(3) 高速延性破壊伝播の防止 (衝撃試験の吸収エネルギー規定：材料特性)、という 3 ステップの安全管理で大規模破壊を防止するという考え方に基づいて実施の要否が定められる。そして基本的に小型試験での特性と実管を用いた大型試験での破壊防止性能の関係を確認した上で鋼管 (材料) に対する低温靱性仕様が決定される。

Table 1-3. Small scale tests and pipe tests required under stress-based design

Type of fracture	Small-scale test	Pipe test
Brittle fracture	Press notched DWTT、	Partial gas burst test
	CTOD test, Charpy impact test	Low temperature burst test
High-speed ductile fracture	Charpy impact test	Gas burst test

ケーシングパイプ

天然ガス・原油が採掘される井戸に用いられる油井用鋼管はドリルパイプ、ケーシングパイプおよびチュービングパイプに分類される。ドリルパイプはガス井・油井の掘削に用いられる。チュービングパイプは天然ガスや石油生産のためケーシングパイプの中に吊り下げて使用され、生産する流体を搬出するのに用いられる。生産流体には腐食性ガスが含まれており、耐食性を有する 13Cr 鋼、17Cr 鋼や 2 相ステンレス鋼が使用される。

チュービングパイプとドリルパイプには継ぎ目無鋼管が用いられる。ケーシン

グパイプは掘削した井戸の内部に挿入され地層崩壊を防止する役割を担う。ケーシングパイプには主に UOE 鋼管や継目無鋼管が用いられる。直接生産流体に触れないため耐食性は要求されないが、チュービングパイプを支えるための強度と、地層圧に耐える強度が求められる。従来の主な強度グレードは API X56 (YS \geq 360 MPa) である。

近年ではブラジル沖、西アフリカ沖（アンゴラ沖～ナイジェリア沖）およびメキシコ湾を中心に大水深海域（1,000 ft、約 305 m 以深[25]）の新規天然ガス田・油田の開発が進められている。大水深井戸では深さに対応してチュービングパイプとケーシングパイプ自身の吊り下げ応力が増加し、さらなる高強度化が必要となる。また、井戸の深さが大きくなると耐外圧要求値が高くなり厚肉化が必要となる。たとえばメキシコ湾開発におけるケーシングパイプの標準的サイズは外径 20 in (508 mm)、肉厚 1 in (25.4 mm) である。

従来ケーシングパイプには API 規格に規定された基本的特性のみが求められていた。しかし 2010 年に起きたメキシコ湾原油流出事故[26]以降では様々な要求が付加されるようになった。具体的には真円度要求の厳格化（溶接欠陥の低減のため）、長手溶接部のシャルピー靱性保証および溶接後熱処理（Post-weld heat-treatment: PWHT）後の強度保証である。冷間ロール成形で製造される電縫鋼管の真円度は、UOE 鋼管や継ぎ目無鋼管に対して有利である。溶接部シャルピー靱性はラインパイプ用途で従来から要求される仕様である。一方で耐 PWHT 特性はラインパイプ用途で要求されることはほとんど無く、ケーシングパイプに求められる特有の特性である。特に加工熱処理プロセス（Thermo-mechanical controlled processing: TMCP）により製造された鋼板は低温靱性と溶接施工性に配慮して低炭素・低合金設計となっているため、PWHT によってマイクロ組織の回復・再結晶が進行しやすく強度低下が懸念される。

1.1.3. 解決すべき課題と本研究の目的

厳しい環境で使用されるラインパイプに求められる代表的な性能はシャルピー試験、CTOD 試験、および DWTT で評価される「低温靱性」と、低降伏比と高加工硬化能で代表される「耐座屈性」である。深海用ケーシングパイプに求められる代表的な性能は「厚肉高強度」と「耐 PWHT 特性」である。

電縫鋼管は溶接部の耐破壊信頼性に課題があったため、低温環境、地震地帯、および深海といった厳しい環境での適用実績がない。そのため、母材特性に関しても厳しい環境に対応した低温靱性や耐座屈性（＝低降伏比化）を向上させる研究開発はほとんどなされてこなかった。

本研究の目的は、電縫鋼管の母材部靱性、母材部降伏比、および電縫溶接部耐破壊性能に及ぼす冶金学的因子と制御方法を定量的に明らかにし、それら知見をもとに製造した電縫鋼管が厳しい環境に適合する耐破壊性能を有することを示し、厳しい環境でのエネルギー資源開発の低コスト化に資する耐破壊信頼性に優れた電縫鋼管を世界で初めて実用化することである。

1.2. 従来の研究

1.2.1. 鋼管母材の高靱性化

鋼の靱性向上技術は主に厚鋼板の分野で発展した。ここでは、ラインパイプ用厚鋼板の高靱性化に関する知見を述べる。なお、厚鋼板の分野で高靱性化技術が発展した理由は、靱性が必要な用途に用いられることによると思われるが、本質的には破壊靱性と寸法効果の関係すると考えられる。破壊靱性は部材形状や寸法に依存するため[27, 28]、板厚が厚く大きな部材となるほど破壊靱性が低値となる。破壊靱性の寸法効果は一般に二つのメカニズムで説明される。一つは体積効果である。これは体積が大きくなると、き裂前縁に靱性の低いマイクロ組織や介在物を含む確率が増加するため低い破壊靱性値が出現しやすくなるというものである。もう一つは塑性拘束の影響である。き裂先端の塑性拘束が大きくなるほど、すなわち周囲の弾性域にき裂近傍の塑性域が拘束され塑性変形が制限されるほど、破壊を生じやすくなる。鉄鋼材料をはじめとする金属の破壊では一般的ではないが、塑性域が部材寸法に対して十分に小さい小規模降伏状態では、寸法効果はあまり大きくないとされる[27]。

靱性に及ぼす結晶粒径の影響

低温靱性は Cottrell-Petch[29, 30]の関係として知られるように結晶粒径微細化により向上する。BCC 鉄はらせん転位の運動に対するパイエルスポテンシャルが大きく、塑性変形を担う転位運動は熱活性化過程に律速される。このため低温（かつ高速）の変形下では降伏応力が大きく上昇する。一方で、へき開破壊応力は温度依存性が小さいと考えられている[31]。したがって温度が低下して降伏応力がへき開破壊応力を超えると、塑性変形を生じることなく脆性破壊が生じる。また前述したとおり、塑性拘束は降伏応力が上昇するのと同義であるので、へき開破壊が生じやすくなる。

へき開破壊の素過程は、(1) 粒界での転位体積による応力集中などによって微視き裂が生じ、(2) この微視き裂が粒界を挟んで存在するフェライト粒のへき開面{100}に沿って不安定伝播し、(3) 次の隣り合うフェライト粒へも伝播することで巨視的なへき開破壊に至る、というモデルで説明される。Fig. 1-3 は McMahonら[32]によって報告された上記素過程の観察結果である。

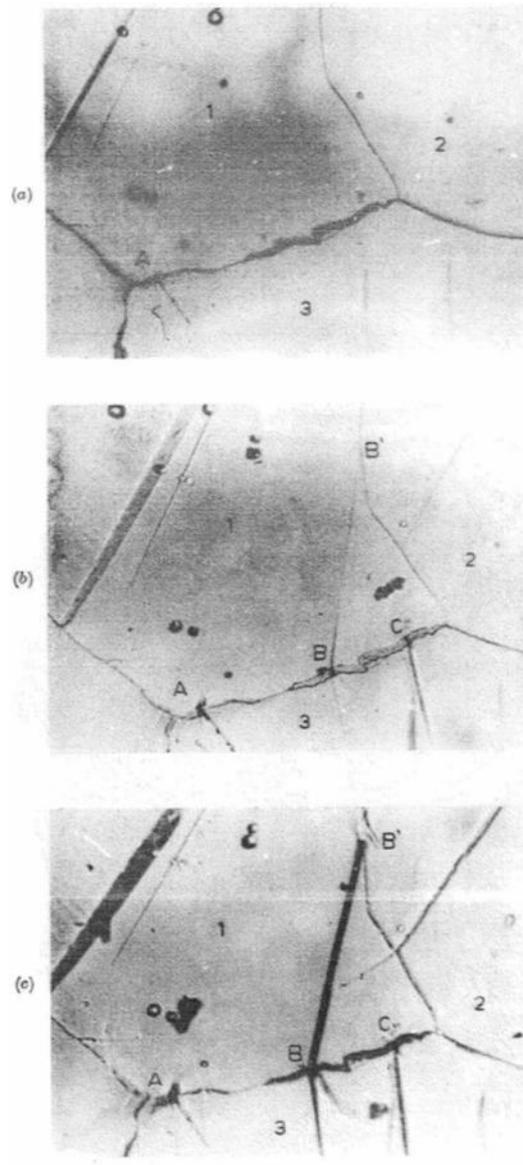


Fig. 1-3. Stages of microcrack formation in ferrite-cementite steel. (a) Initial microstructure of ferrite-cementite steel, (b) intergranular-cementite cracks initiated at “B” and “C”, (c) crack open between B-B’ [32]

Petch[33]は粒界セメントイトで初期の微視き裂が生じてフェライト粒へ伝播する際の外部応力を、転位体積によるエネルギー、き裂形成の表面エネルギー、き裂形成で開放されるエネルギー、そして転位によってき裂が開く仕事量の4つを統合したエネルギーが減少する条件から導き、局所破壊応力として計算した。Linら[34]は(2)で生じたフェライト1結晶粒分のき裂を円盤状の先在き裂

とみなして Griffith の式[35]を適用することで、へき開破壊応力と結晶粒径を関連付けた。Petch のモデルと Lin らのモデルによれば、へき開破壊応力は結晶粒径が小さくなると上昇する。

Hall-Petch の関係として知られるように降伏強度も結晶粒微細化によって上昇するが、へき開破壊応力の結晶粒径依存性の方が大きい[36]。すなわち、結晶粒微細化では、降伏強度が上昇する以上にへき破壊応力が上昇するため靱性は向上する。これが結晶粒微細化によって強度と靱性の両立が可能となる理由である。

靱性と結晶粒径の関係が導かれた当時、鋼のマイクロ組織はフェライト - パーライトであり結晶粒界は判別が容易であった。ところが高強度化が進み、鋼のマイクロ組織がベイナイトやマルテンサイト主体となると、結晶粒界が光学的な観察では明瞭に判別できなくなった。このためベイナイトやマルテンサイトでは有効結晶粒径という概念が提唱された。有効結晶粒径は同一の{100}へき開面を共有するへき開破面単位であり、その寸法は下部組織であるブロックサイズあるいはパケットサイズに対応するとされる[37, 38]。しかし、ベイナイトやマルテンサイトなどの低温変態組織の靱性を支配する有効結晶粒径の定義については画一的な整理がなされていないのが現状である。

ラインパイプ用厚鋼板の結晶粒微細化技術

オーステナイトからフェライト変態を生じる低炭素鋼において、結晶粒微細化は初期オーステナイトの微細化と初期オーステナイト中のフェライト核生成サイトの増加により達成される。初期オーステナイト微細化は圧延前のスラブ加熱温度の低温化や固溶 Nb による再結晶域の高温化[39]によって圧延前のオーステナイト粒成長を抑制することで実現される。後者はオーステナイト未再結晶域での比較的低温での圧下を施すことにより初期オーステナイトを扁平化したり変形帯を導入したりすることが有効であることがわかっている[40-44]。上記の微細化思想、特に後者を熱間圧延オンラインで実現した技術が TMCP (Thermo-mechanical controlled processing) である。Fig. 1-4 に TMCP の圧延温度履歴と TMCP によるマイクロ組織変化の模式図[45]を示す。

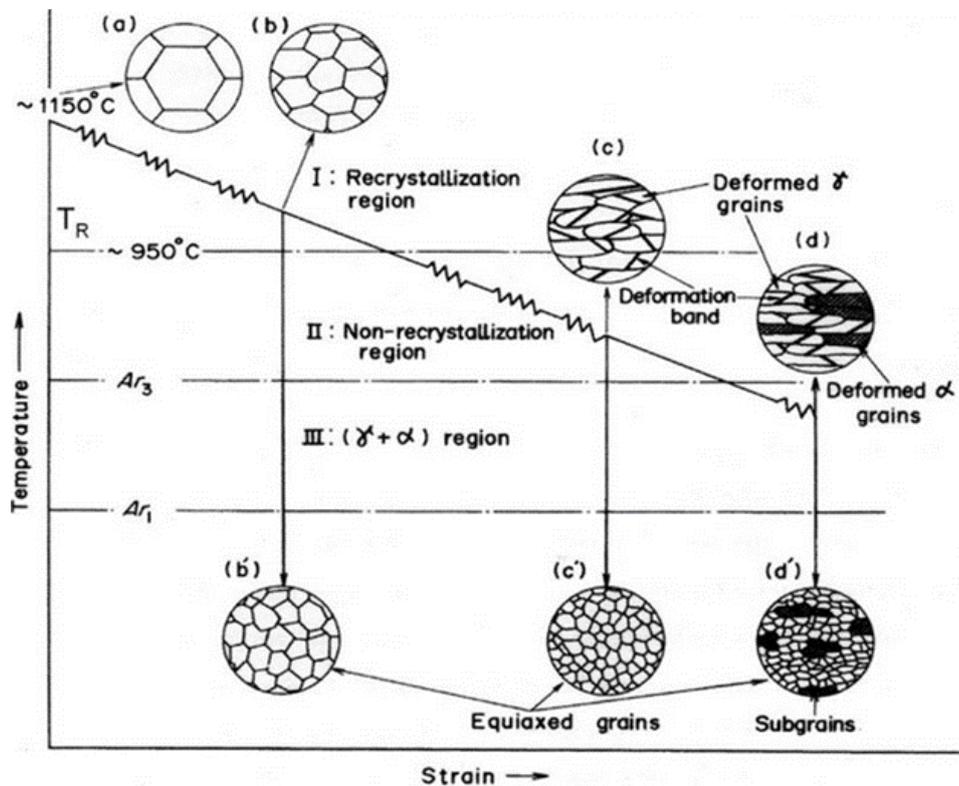


Fig. 1-4. Schematic illustration of typical schedule and associated microstructural changes for thermo-mechanical controlled processing (TMCP) of steels [45]

TMCP の原型は 1950 年代には造船用厚鋼板の製造技術として存在しており、焼ならし処理に代わる技術として制御圧延が使われていた。これは第二次世界大戦中の Liberty 船破壊事故の影響で構造用鋼の靱性が意識され始めたことがきっかけとなったとされる。この時代には既に仕上圧延を低温で行なうことで靱性が向上することが経験的に知られていた [46]。1962 年には Wiester ら [47] が最終仕上温度を変化させた場合の結晶粒径と靱性の変化を調べ、仕上圧延を A_{r3} 点直上で行なうことが細粒化にとって最適であり、仕上圧延を A_{r3} 点以下とするとフェライト再結晶域圧延となり粗粒化を招くことを明らかにしている。これは現在でも制御圧延における結晶粒微細化の基本的な考え方となっている。

TMCP 技術は、高性能パイプラインの需要が増加した 1960 年～1970 年代に高靱性ラインパイプ用厚鋼板の製造技術として普及し、それに付随する研究も進展した。温度と時間を考慮したオーステナイトの再結晶・粒成長挙動の系統的整理

[48]、Nb 添加の有用性[49-54]、部分再結晶オーステナイトの有害性[55]、マイクロ組織と機械的特性の関係[56]が明らかにされ、TMCP の指導原理がほぼ確立された。同時に TMCP を実用化するための圧延制御技術の研究も行なわれた[57, 58]。我が国の本格的な TMCP 技術の研究は 1969 年に受注したトランス・アラスカ・パイプライン・システム (TAPS) プロジェクト向けの API X65 級ラインパイプ向け厚鋼板開発をきっかけに行われるようになった。TAPS で要求された仕様は -10°C で吸収エネルギー 68 J 以上かつ破面率 50 % 以上であり、TMCP を活用しない当時の圧延技術では対応不可能なレベルであった。

1970 年代以降では、さらなる高強度化と高靱性化のため、従来のフェライト-パーライト型 HSLA (High strength low alloy) 鋼に代わってベイナイト (アシキュラーフェライト、ベイニティックフェライトも含む) を活用した鋼が利用されるようになる。ベイナイトは低温で変態するマイクロ組織であり、TMCP との組み合わせによって細粒化したマイクロ組織が得られる。その結果、強度と靱性のさらなる向上が期待できる。1970 年代初期には Mn、Cu、Ni を活用したベイナイト鋼 (旧オーステナイト粒界が保存されたベイナイト) が開発された[59, 60]。Smith ら[61] は 0.2~0.4 %Mo 添加によりフェライト-パーライト変態を抑制して、微細で粒界が針状である非等軸フェライト、いわゆるアシキュラーフェライト (Acicular-ferrite) をマイクロ組織とする鋼を提案した。アシキュラーフェライト (ベイニティックフェライト、Bainitic-ferrite と呼ばれる) は現在でもラインパイプ用鋼のマイクロ組織の主流である。アシキュラーフェライト (ベイニティックフェライト) 鋼のマトリックスは転位下部組織を有するフェライトであり、ベイナイトのように旧オーステナイト粒界はほとんど識別できないのが特徴である。

1970 年代半ばから 1980 年代にかけては制御圧延に加えて加速冷却の活用されるようになる[62, 63]。加速冷却によりフェライトノーズを回避して冷却することで Mo などの合金元素を減らした成分でアシキュラーフェライト鋼を得ることができる。また同じ強度であれば炭素量を少なくすることができるので、現地溶接性を損なうことなく高強度化が可能となる。

世界初のオンライン加速冷却設備は、1980 年に NKK 福山で OLACTM (On-line accelerated cooling system) として実用化された。加速冷却では均一なマイクロ組織を得るために冷却停止温度をベイナイト変態が完了する $400\sim 500^{\circ}\text{C}$ 付近に設定

することが多い。この温度域は膜沸騰と核沸騰が共存する遷移沸騰領域と呼ばれ冷却が不安定となる。1998年に同じく NKK 福山で実用化された *Super-OLAC*TM[64]は、この不安定な遷移沸騰現象を抑制することに成功し低温の温度域まで均一な冷却を実現している。2006年には同じく冷却均一性を高めた新日鉄君津で *CLC- μ* TM[65]が稼働した。このように1970年代から現在にかけて日本厚板ミルは世界の TMCP 技術をリードする存在となっている。今日では世界的にも制御圧延と加速冷却を合わせて TMCP と呼ぶことが多い。

熱延鋼板の TMCP 技術

前述のとおり電縫鋼管の素材は熱延鋼板を用いる。熱延鋼板を製造する熱延工程は厚板工程とは異なる点が多い。熱延工程は基本的に連続圧延の高能率圧延を志向する設計となっており、1枚ごとの圧延スケジュールの自由度が小さい。そのため厚板工程を基盤として発展してきた TMCP 技術をそのまま適用するのは困難である。

Fukuda ら [66]は寒冷地向け API X70 級の熱延鋼板開発にあたって Nb-V を複合添加した鋼を用いて、仕上圧延温度 800 °C、巻取温度 600 °C 以下とする高靱性熱延鋼板の製造例を示した。Täffner ら [67]は 1,000 °C での板厚が最終仕上板厚の 3 倍程度となる場合に熱延鋼板の低温靱性がもっとも良好となる結果を示した。Ouchi ら [68]は熱延鋼板の延性脆性遷移温度改善にもっとも効果があるのは、スラブ加熱温度の低下と仕上圧延入側の板厚増加であると述べている。これらの研究では仕上圧延の入側条件と出側条件に対してのみ言及した結果が多い。これは熱延工程の圧延スケジュールの自由度の低さによると推察される。加えて熱延工程では圧延した熱延鋼板をコイル状に巻き取らなくてはならず、また板搬送速度も速いため、冷却停止温度を低くすることが困難である。そのため熱延鋼板においては冷却停止温度制御によるマイクロ組織制を作り込むという考え方は、厚鋼板ほど一般化されていなかったと思われる。

最近では高強度厚肉の熱延コイルの製造技術として HTP (High temperature processing) 鋼が開発、実用化された [69-72]。HTP 鋼は 0.08~0.11 %程度の Nb を含有させてオーステナイト未再結晶域を大きく上昇させたのが特徴である。オーステナイト未再結晶域の高温化により仕上圧延温度を低下させなくとも未再結晶域圧延が可能となり、熱延工程の能率を下げることなく TMCP を行なうことがで

きる。巻取温度を 600～650 °C と比較的高い温度に設定しても NbC 微細析出により高強度が得られるため、巻取温度の低温化を志向しないのが特徴である。これにより高強度厚肉材の製造が比較的容易になった。

一方で高い巻取温度のため HTP 鋼のマイクロ組織は微細ベイニティックフェライトとはならず、NbC の増加により母材の低温靱性は低下する [73] ので、低温靱性要求を満足するのは難しい。

以上のようにエネルギー開発用鋼管母材部の TMCP を活用した高靱性化技術に関する研究は厚鋼板分野を中心に古くから行なわれ、その指導原理は 1970 年代にはほぼ確立している。それにもかかわらず最近 20 年の間も引き続き高靱性ラインパイプ用厚鋼板の研究開発は行われている [74-78]。これは強度グレード、靱性の要求レベル、製品板厚および設備能力によって最適な成分と TMCP 条件が異なってくるからにほかならない。

本研究における低温靱性に対する課題は、巻取温度の制約のある熱延鋼板プロセスにおいて API X80 級の高強度、板厚 15.9 mm～25.4 mm という（熱延鋼板では）極めて厚い板厚という条件の下における最適な成分と TMCP 条件を明らかにすることである。

TMCP 鋼の溶接部特性

API X80 級以上のラインパイプでは母材部に加えて円周溶接部の高強度化・高靱性化が必要となる。TMCP を活用した高強度ラインパイプではベイナイトをはじめとする微細な低温変態組織を活用して高強度化と高靱性化を達成している。そのため溶接や後熱処理などで高温に晒された場合は軟化が懸念される。Hashimoto ら [79] は加速冷却停止を過度に低下した場合、溶接継手強度が母材部に比べて低下することを報告している。

1.2.2. 鋼管母材の高変形能化

鋼管母材の変形能を向上させ座屈を防止するためには素材の降伏比を低減して加工硬化能を高める必要がある。低温靱性に有利なベイナイトは転位密度が高いマイクロ組織であり降伏比が高く変形能に劣る。低降伏比化には軟質相であるフェライトに硬質相であるマルテンサイトを混在させた複相組織、いわゆる Dual-Phase とすることが有効である [80]。しかし、フェライトは結晶粒径が大きくなり

易く低温靱性にとっては不利であるため、高靱性高強度ラインパイプのマイクロ組織としては適切ではない。これに対して、マトリックスを低温靱性に優れるベイナイトとし、第 2 相をベイナイトよりも硬質な島状マルテンサイト (Martensite-austenite constituents) とした低降伏比型高強度ラインパイプ用鋼板が開発された [81-84]。この鋼板は UOE 鋼管素材として開発されており、その製造方法は厚板工程での製造を前提としたマイクロ組織制御技術、HOP™ (Heat-treatment on-line process) が適用される。Fig. 1-5 に HOP における低降伏比高強度鋼板のマイクロ組織制御の考え方を示す。オーステナイト域からの加速冷却によりベイナイト変態開始温度以下～ベイナイト変態終了温度以上の温度域で冷却を停止する。このときマイクロ組織はベイナイトと未変態オーステナイトとなる。次にオンライン誘導加熱により A_{C1} 点以下の高温域に加熱してベイナイト中に固溶している C を未変態オーステナイトに拡散させる。オンライン加熱終了時点で、未変態オーステナイトは加速冷却停止時よりも C が濃化した状態となる。その一方でベイナイトは加熱による焼戻しで転位密度が低下して軟化する。オンライン加熱後の放冷では C が濃化した未変態オーステナイトが第 2 相島状マルテンサイト (MA) へと変態する。これにより複相組織が得られる [83]。ベイナイト単相組織の降伏比は 90 % を超えるが、島状マルテンサイト (MA) の体積分率を 5~7 % とすることで降伏比は 75~80 % に減少することができる [83]。

同じく耐震性の観点から低降伏比が要求される建築分野でも、引張強度 780 MPa 級の高強度鋼板で島状マルテンサイトを活用した低降伏比技術が報告されている [85]。この鋼板は仕上圧延後の加速冷却によりマイクロ組織をベイナイトとし、次いでオーステナイト-フェライト 2 相域へ再加熱した後、空冷により逆変態オーステナイトへ C を濃縮させて島状マルテンサイトを得るものである。これも厚板工程を前提とした製造方法である。

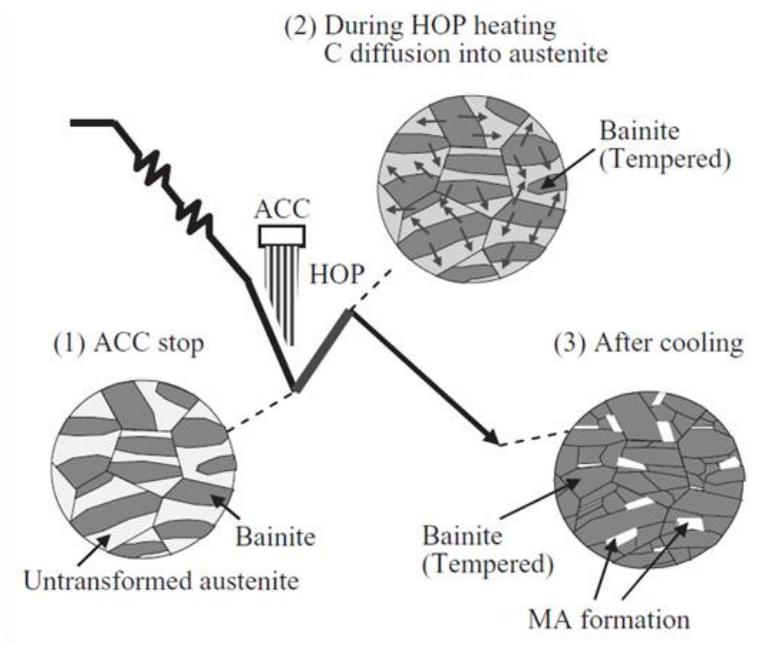


Fig. 1-5. Schematic illustration of microstructural control for bainitic-ferrite / martensite dual phase steel in HOP process [83].

このように靱性を具備した低降伏比高強度鋼板はマイクロ組織の設計指針が明らかとなっている。その場合のマイクロ組織制御は主としてTMCP後の再加熱により行なわれる。

高い生産効率が求められる熱延工程では、オンラインで再加熱を行うことは設備制約上難しい。オフラインでの再加熱は製造コストの増加につながる。その結果、電縫鋼管の材料・施工コスト面での利点を損なわせる。

ところで、熱延工程は圧延、加速冷却後にコイル状に巻取る巻取工程を有する。コイル状に巻き取られた熱延鋼板は1~3日かけて室温まで徐冷される。冷却停止温度から室温までの徐冷において未変態オーステナイトへCを濃縮させることができれば、工程を追加することなく熱延工程ままで複相組織鋼板のマイクロ組織制御が行なえる可能性がある。

本研究における高変形能化すなわち低降伏比化に対する課題は、巻取工程を有する熱延工程ままで、島状マルテンサイトを活用した複相組織鋼板を得るための最適な成分とTMCP条件を明らかにすることである。

1.2.3. 電縫溶接部の高信頼性化

電縫溶接部の品質管理技術

電縫溶接部の信頼性を向上させるためには電縫溶接時に発生する冷接状欠陥や酸化物系介在物であるペネトレータを抑制することが重要である。冷接状欠陥やペネトレータの制御はこれまで大きく分けて溶接入熱管理と不活性ガスシールド溶接の2つのアプローチで研究開発が行なわれてきた。

電縫溶接部の入熱制御については溶接点入側温度モニタリングによるフィードバック制御[86, 87]、高周波回路のプレート電流とプレート電圧による入熱制御[88-90]および光切断法による溶接ビード形状計測による溶接部温度分布制御[91, 92]などの方法が提案されている。Okabe ら[93]は溶接入熱に関わる溶接周波数と溶接速度の影響を有限要素法による電磁場解析モデルで評価し、溶接条件の最適化手法を提案した。

ガスシールド雰囲気下での電縫溶接技術も古くから研究がなされてきた。Cr-Mo 合金の溶接欠陥を防止する目的で、1982年に不活性ガスでシールドする電縫溶接法が Ando[94]らにより開発された。その後、シールドボックスを用いた窒素ガスシールド溶接法[95]や、不活性ガスと同時に高温での酸化鉄還元を目的としてアルコールミストを吹き付ける方法[96]などが研究された。最近では Hamatani ら[97, 98]が還元性高温プラズマジェットを電縫溶接中の溶接部に照射することで溶接欠陥の面積率が減少することを明らかにした。

しかし、これまで開発された電縫溶接部欠陥技術では微小なペネトレータは十分に防止できず、厳格環境での使用においてパイプラインの破壊が電縫溶接部で起こる懸念を払拭できていない。また電縫鋼管の耐破壊信頼性を実証するための実管破壊試験もほとんど行なわれていない。

本研究における電縫溶接部に対する課題は、電縫溶接部の耐破壊信頼性の指標であるシャルピー延性脆性遷移温度がペネトレータによって上昇することを理論的に示し、ペネトレータを抑制することでシャルピー靱性と電縫溶接部の実管破壊性能が向上することを示すことである。

電縫溶接部の非破壊検査技術

本研究では取り上げないが、電縫溶接部の品質管理技術とともに耐破壊信頼性向上に重要なポイントとなる検査技術の研究についても記す。電縫溶接部品質検

査の代表的な方法として偏平試験やシャルピー衝撃試験があげられる。しかし、これら破壊試験は抜き取りで行なわれるため、低温靱性の悪化をもたらす欠陥の有無を電縫鋼管全長で保証できるものではなかった。鋼管の溶接部を全長にわたって非破壊で品質を保証する方法として超音波斜角探傷法があるが、従来の超音波斜角探傷法により検出できるのは高々数 mm の溶接不良や割れであり、微小なペネトレータの検出は不可能であった。この問題に対してフェーズドアレイ技術を応用した点集束ビームタンデム法[99-101]が開発された。これにより、従来の超音波斜角探傷法と比べて 10 倍以上の高感度化が達成され、全長にわたって低温靱性に影響する微小なペネトレータの検出が可能となっている。点集束ビームタンデム探傷技術は 2011 年に JFE スチール東日本製鉄所で実用化された[102]。

1.3. 本論文の構成

本研究の目的は、材料コストと施工コストの面でメリットのある電縫鋼管の信頼性向上により高級エネルギー開発用鋼管として普及させて、厳格環境下で行なわれる高難度のエネルギー資源開発のコスト低減に寄与することである。電縫鋼管が採用されて資源開発コストが下がり、厳格環境でのエネルギー開発が進み可採埋蔵量が増加すれば、エネルギー資源の供給安定化に繋がるため、社会的意義は大きい。

本研究では、母材部靱性、母材部耐座屈特性、溶接部靱性、および実使用敷設時の耐強度低下性を総合的に向上させ、電縫鋼管全体の破壊に対する信頼性を高めるために、(1) 電縫鋼管母材部の高靱性化、(2) 電縫鋼管母材部の降伏比低減、(3) 電縫溶接部の高靱性化と耐破壊性能の実証および(4) PWHTの最適条件提示、の4項目を主題として取りあげた。各項目の研究課題を Fig. 1-6 に示す。

本論文の構成を Fig. 1-7 に示す。本論文は、第1章から第6章により構成されている。その構成と内容は以下のとおりである。

第1章は序論であり、電縫鋼管の特徴とエネルギー開発用鋼管に求められる性能と材料特性を概説し、解決すべき課題を整理する。次に厚鋼板に関する低温靱性向上技術に関する従来研究、電縫溶接部の品質管理技術に関する従来研究をまとめ、本研究の位置づけと意義を示す。

第2章では、巻取温度の制約のある熱延鋼板プロセスにおいて、板厚 15.9 mm ~ 20.6 mm、API X80 級の高強度、および -45 °C 以下の低温靱性を確保するための最適成分と TMCP 条件を明らかにすること目的として、「マイクロ組織形成に及ぼす C 添加量の影響」と「マイクロ組織粒径と靱性に及ぼす TMCP 条件の影響」について検討する。

第3章では、巻取工程を有する熱延工程ままで、島状マルテンサイト (Island martensite) を活用した複相組織鋼板 (Multi-phase steel) を得るための最適成分と TMCP 条件を明らかにすることを目的として、「複相組織形成に及ぼす Mn、Mo、Ni 添加の影響」、「複相組織安定性に及ぼす製造条件の影響」、および「低温靱性に及ぼす島状マルテンサイト形態の影響」について検討する。

第4章では、電縫溶接部の信頼性指標であるシャルピー延性脆性遷移挙動がペネトレータ (Penetrator) によって悪化することを理論的に示し、ペネトレータを

抑制することでシャルピー靱性と電縫溶接部の実管性能が向上することを示すことを目的として、「数値解析を用いた低温靱性への非金属介在物の影響」、「低温靱性に及ぼす溶接部マイクロ組織の影響」、および「非金属介在物形態と溶接部マイクロ組織形成に及ぼす溶接条件とシーム熱処理条件の影響」について検討し、最後に「実電縫鋼管を用いた破壊試験による電縫溶接部健全性の実証」を行なう。

第5章では、PWHTされるケーシングパイプとして使用する際の強度保証範囲を明示することを目的として、外径 558.8 mm、肉厚 25.4 mm (1 inches) の API X80 級電縫鋼管の「母材部マイクロ組織と引張強度に及ぼす PWHT の影響」と「耐 PWHT 特性に及ぼす Nb 添加の影響」について検討する。

第6章では、本研究で得られた成果を総括する。

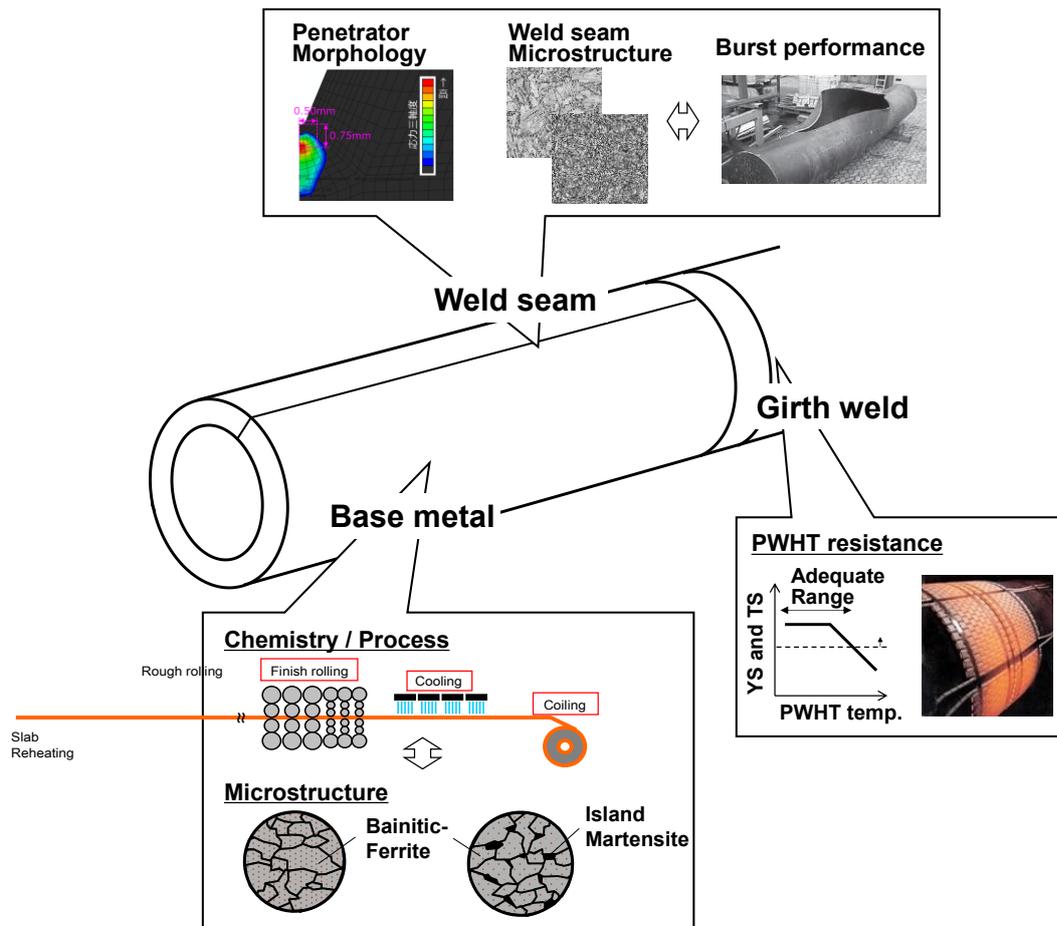


Fig. 1-6. Research task of the thesis

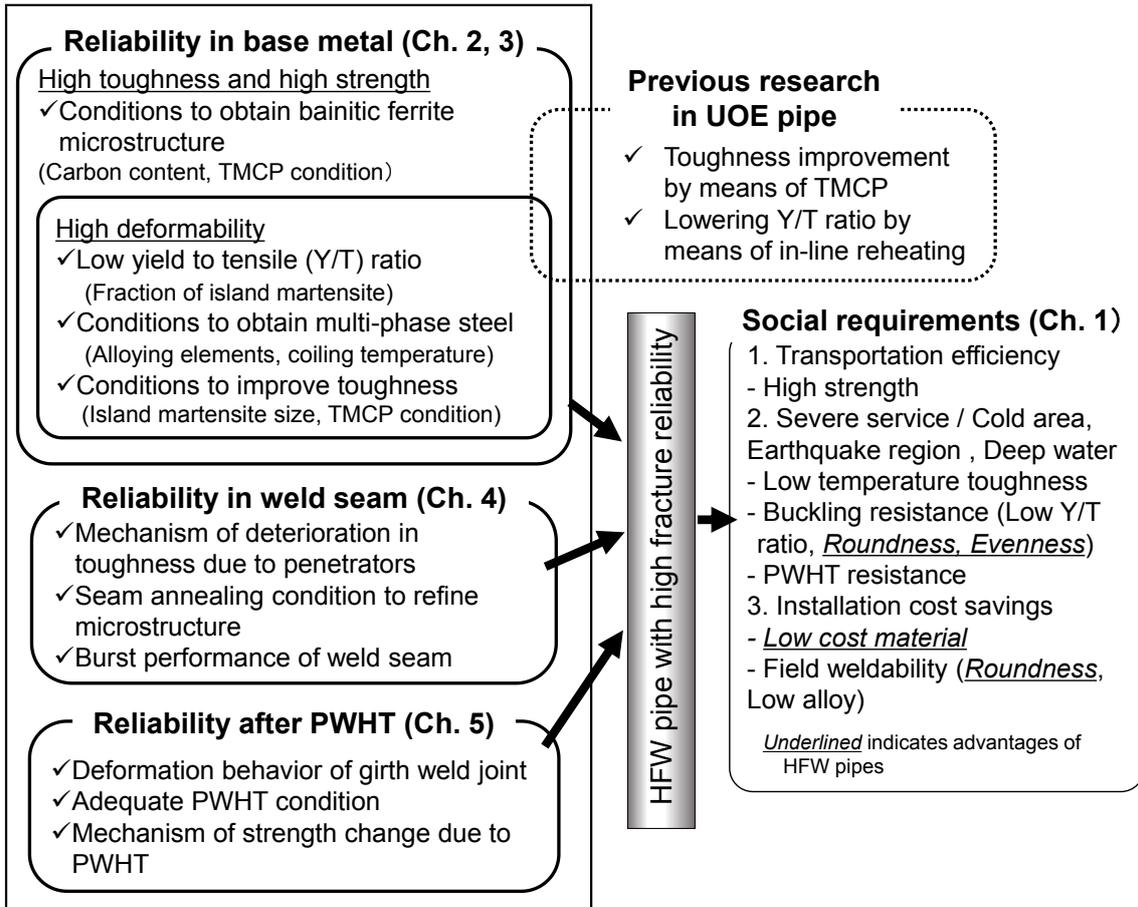


Fig. 1-7. Framework of the thesis

第 1 章の参考文献

- [1] N. Yamauchi and Y. Inaba, 1983: *Jpn. Weld. Soc.*, 32 (1983), p. 180.
- [2] T. Tagawa, T. Miyata, and S. Yamamoto, 1994: *Tetsu-to-Hagané*, 80, p. 324.
- [3] E. Yokoyama, M. Yamagata, S. Watanabe, and T. Kano, 1977: *J of ISIJ*, 63, S650.
- [4] E. Yokoyama, M. Yamagata, T. Kano, and S. Watanabe, 1978: *Kawasaki Steel Gihou*, 10, p. 23.
- [5] M. Saito, E. Yokoyama, and A. Ejima, 1981: *J of ISIJ*, 67, S1061.
- [6] H. Haga, T. Sato, K. Aoki, and S. Fukuda, 1977: *J of ISIJ*, 63, S370.
- [7] H. Haga, K. Aoki, T. Sato, and K. Sakurai, 1977: *Jpn. Weld. Soc.*, 20, p. 296.
- [8] T. Tada, S. Akiyama, H. Takagi, S. Kojima, A. Sato, T. Takamura, and T. Otake, 1991: *CAMP ISIJ*, 4, p. 580.
- [9] H. Haga, K. Aoki, T. Sato, and T. Takamatsu, 1980: *Jpn. Weld Soc.*, 26, p. 122.
- [10] J.F. Kiefner and K.M. Kolovich, 2012: “ERW and Flash Weld Seam Failures”, Sep. 24, Battelle, Final Report No. 12-139.
- [11] ExxonMobil, 2016: “2016 The Outlook for Energy: A View to 2040, <http://corporate.exxonmobil.com/en/energy-outlook/energy-demand>.”
- [12] A. Glover, J. Zhou, D. Horsley, N. Suzuki, S. Endo, and J. Takehara, 2003: *Proceedings of 22nd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, Jun. 8-13, Cancun, Mexico, OMAE2003-37429.
- [13] J. A. Cays, 2003: *Proceedings of Rio Pipeline Conference*, Sep. 5., Rio de Janeiro, Brazil, IBP573-03,
- [14] “Pipeline Incidents Update and Analyzed”, 2014, <https://www.fractracker.org/2014/04/pipeline-incidents>.
- [15] S. Igi, 2017: “Technology Progress on Ductile Fracture Prevention”, 231st & 232nd Nishiyama kinen gijutsu koza, NMS-ISIJ, Tokyo, Japan, p. 105.
- [16] W. Mohr, 2006: *Proceedings of the 6th International Pipeline Conference*, Calgary, Alberta, Canada, Sept 25–29, IPC2006-10424.
- [17] Y.Y. Wang, D. Rudland, R. Denys, and D. Horsley, 2002: *Proceedings of the 4th International Pipeline Conference*, Sep. 29–Oct. 3, Calgary, Alberta, Canada, IPC2002-27169.
- [18] Y.Y. Wang, M. Liu, D. Rudland, and D. Horsley, 2007, *Proceedings of the 7th International Offshore and Polar Engineering Conference*, Jul. 1-6, Lisbon, Portugal, ISOPE-I-07-497.
- [19] S. Igi, T. Sakimoto, N. Suzuki, R. Muraoka, and T. Arakawa, 2010: *Proceedings of the 8th International Pipeline Conference*, Sep. 27-Oct. 1, Calgary, Alberta, Canada, IPC2010-31281.
- [20] D.P. Fairchild, J.M. Crapps, W. Cheng, H. Tang, and S. Shafrova, 2016: *Proceedings of the 11th International Pipeline Conference*, Sep. 26-30, Calgary, Alberta, IPC2016-64191.
- [21] S. Igi, T. Sakimoto, H. Taijka, S. Endo, R. Muraoka, and N. Suzuki, 2011: *Proceedings of the 21st International Offshore and Polar Engineering Conference*, Jun 19-24, Maui, Hawaii, U.S., ISOPE-I-11-606.
- [22] G. Gerard, 1956: NACA, TN-No. 3726.
- [23] N. Suzuki, A. Kato, M. Yoshikawa, M. Kurihara, and S. Endo, 1999: *NKK Gihou*, 167, p. 44.
- [24] N. Suzuki, T. Kubo, S. Igi, 2007: *J Jpn. Weld. Soc.*, 76, p. 28.

- [25] L.S. French, 2006: "Deepwater Gulf of Mexico", American's Expanding Frontier, U.S. Department of Interior, Mineral Management Service, Gulf of Mexico OCS Region.
- [26] T. Suzuki, 2011: *Jpn. Assoc. Petrol. Technol.*, 76, p. 395.
- [27] F. Minami, 2006: *Jpn. Weld. Soc.*, 75, p. 416.
- [28] T. Tagawa, C.E. Chaves, H. Yang, H. Yoshinari, and T. Miyata, 1999: Bulletin of the Society of Naval Architects of Japan, 186, p. 485.
- [29] N.J. Petch, 1958: "The Ductile-Brittle Transition in the Fracture of α -iron," *Philosophical Magazine*, 3, p. 1089.
- [30] A.H. Cottrell, 1959: "Theoretical Aspects of Fracture," *Fracture*, Technological Press of MIT and John Wiley and Sons, New York, 20, p. 20.
- [31] T. Miyata, A. Otsuka, M. Mitsubayashi, T. Haze, and S. Aihara, 1988: *J. Soc. Mater. Sci.*, 37, p. 897.
- [32] C.J. McMahon and M. Cohen, 1965: *Acta Metall.*, 13, p. 591.
- [33] N.J. Petch, 1986: *Acta Metall.*, 34, p. 1387.
- [34] T. Lin, A.G. Evans, and R.O. Ritchie, 1987: *Metall. Trans. A18*, p. 641.
- [35] T.L. Anderson, 2005: "Fracture Mechanics -Fundamentals and Applications," 3rd edition, Taylor & Francis, p. 31.
- [36] J. Heslop and N.J. Petch, 1958: *Philosophical Magazine*, 3, p. 1128.
- [37] H. Nakajima and T. Araki, 1972: *Tetsu-to-Hagané*, 58, p. 1993.
- [38] J.W. Morris, 2011: *ISIJ Int.*, 51, p. 1569.
- [39] L.J. Cuddy, 1982. "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite," TMS-AIME, p. 129.
- [40] R. Priestner, C.C. Early, and J.H. Rendall, 1968: *JISI*, 206, p. 1252.
- [41] K.J. Irvine, T. Gladman, J. Orr, and F.B. Pickering, 1970: *JISI*, 208, p. 717.
- [42] R.B.G. Yeo, A.G. Melville, P.E. Repas, and J.M. Gray, 1968: *J. Metals*, 20, p. 33.
- [43] M. Fukuda, T. Hashimoto, and T. Kunishige, 1972: *Tetsu-to-Hagané*, 58, p. 1832.
- [44] T. Kohara and I. Shigematsu, 1972: *Tetsu-to-Hagané*, 58, p. 1893.
- [45] T. Tanaka, 1981: *Int. Met. Rev.*, 4, p. 185.
- [46] R.W. Vanderbeck, 1958: *Weld. J.*, p. 114.
- [47] H.J. Wiester, W. Dahl, and H. Hengstenberg, 1962: *Stahl u. Eisen*, p. 1176.
- [48] R.A. Grange, 1964: "Fundamentals of Deformation Processing," p. 299.
- [49] J.W. Tompson, 1967: *ISI Publication*, 104, p. 173.
- [50] W.B. Morrison and J.H. Woodhead, 1963: *JISI*, 201, p. 167.
- [51] W.B. Morrison, 1963: *JISI*, p. 317.
- [52] W.E. Duckworth, 1964: *Iron and Steel*, 37, p. 585.
- [53] W.E. Duckworth, R. Phillips, and J.A. Chapman, 1965: *JISI*, p. 1108.
- [54] J.J. Irani, D. Burton, J.D. Jones, and A.B. Rotwell, 1967: *ISI Publication*, 104, p. 110.
- [55] J.D. Jones and A.B. Rothwell, 1967: *ISI Publication*, 108, p. 78.
- [56] F.B. Pickering and T. Gladman, 1963: *ISI Special Report*, 81, p. 10.
- [57] R.B. Yeo, A.G. Melville, P.E. Repas, and J.M. Gray, 1968: *J. Metals*, 20, p. 33.
- [58] E.R. Morgan, T.E. Dancy, and M. Korchynsky, 1965: *J. Metals*, 17, p. 829.
- [59] H. Martensson, 1971: *Proceedings of ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ*, 11, p. 1072.
- [60] T. Terazawa, H. Higashiyama, and S. Sekino, 1972: "Toward Improvement Ductility and Toughness," p. 101.
- [61] Y.E. Smith, A.P. Coldren, and R.L. Cryderman, 1972: "Toward Improvement Ductility and Toughness," p. 119.

- [62] C. Ouchi, J. Tanaka, I. Kozasu, and K. Tsukada, 1979: "Micon 78, Optimization of Processing, Properties and Service Performance through Microstructural Control," ASTM STP 672, p. 105.
- [63] C. Ouchi, T. Okita, and S. Yamamoto, 1981: *Tetsu-to-Hagané*, 67, p. 969.
- [64] S. Endo, N. Ishikawa, J. Kondo, N. Suzuki, and K. Omata, 2002: *Proceedings of Pipe Dreamer's Conference*, Nov. 7-8, Yokohama, Japan, p. 273.
- [65] Y. Serizawa and R. Yamamoto, 2007: *Trans. JSME*, 110, p. 8.
- [66] M. Fukuda, T. Hashimoto, and K. Kunishige, 1977: "Microalloying 75," (Edited. by M. Korchynsky), Union Carbide Corporation, New York, N.Y., p. 136.
- [67] K.D. Täffner, G. Gorges, M.A. Haneke, and W. Th. Recknagel, 1977: "Microalloying 75," (Edited. by M. Korchynsky), Union Carbide Corporation, New York, N.Y., p. 425.
- [68] C. Ouchi, T. Okita, M. Okano, and Y. Noma, 1980: *Proceedings of International Conference on Steel Rolling*, Sep. 29-Oct. 4, Tokyo, Japan, p. 1272.
- [69] F. Siciliano, D.G. Stalheim, and J. M. Gray, 2008: *Proceedings of the 7th International Pipeline Conference, IPC2008*, Sep. 29-Oct. 3, Calgary, Alberta, IPC2008-64292.
- [70] F. M. Knoop, V. Flaxa, S. Zimmermann, and J.G. Weege, 2010: *Proceedings of the 8th International Pipeline Conference, IPC2010*, Sep. 27-Oct. 1, Calgary, Alberta, Canada, IPC2010-31602.
- [71] D. Bai, R. Bodnar, J. Ward, J. Dorricott, and S. Sanders, 2011: *Proceedings of International Symposium on the Recent Developments in Plate Steels*, Jun. 19-22, Winter Park, Colo., p. 13.
- [72] J. M. Gray, 2014: "Fundamentals and Applications of Mo and Nb Alloying in High Performance Steels-Volume 1" (Edited by Hardy Mohrbacher), CBMM, IMO and TMS, p. 121.
- [73] H. Asahi, 2008: "Progress in Production Technology of Large-diameter Steel Pipe", 201st & 202nd Nishiyama kinen gijutsu koza, NMS-ISIJ, Tokyo, Japan, p. 137.
- [74] R. Muraoka, M. Okatsu, N. Ishikawa, S. Endo, S. Kakiara, J. Kondo, and M. Murakami, 2004: *Proceedings of IPC2004, International Pipeline Conference*, Oct. 4-8, Calgary, Alberta, IPC04-0416.
- [75] T. Hara, T. Fujishiro, Y. Terada, T. Inoue, H. Asahi, and N. Doi, 2009: *Proceedings of Pipeline Technology Conference*, Oct. 12-14, Ostend, Paper No. Ostend2009-015.
- [76] N. Ishikawa, M. Okatsu, J. Kondo, J. Zhou, and D. Taylor, 2008: *Proceedings of the 7th International Pipeline Conference*, Sep. 29- Oct. 3, Calgary, Alberta, IPC2008-64472.
- [77] J. Johnson, M. Hudson, N. Takahashi, M. Nagase, and A. Yamamoto, 2008: *Proceedings of the 7th International Pipeline Conference*, Sep. 29- Oct. 3, Calgary, Alberta, IPC2008-64506.
- [78] H. Asahi, T. Hara, H. Morimoto, Y. Terada, M. Sugiyama, M. Murata, N. Doi, H. Miyazaki, T. Yoshida, N. Ayukawa, and H. Akasaki, 2004: *Proceedings of IPC2004 International Pipeline Conference*, Oct. 4-8., Calgary, Alberta, IPC04-0230.
- [79] T. Hashimoto, Y. Komizo, M. Tsukamoto, Y. Shirakawa, and A. Yamashita, 1988: *The Sumitomo Search*, 37, p. 93.
- [80] T. Hüper, S. Endo, N. Ishikawa, and K. Osawa, 1999: *ISIJ Int.*, 3, p. 288.
- [81] T. Shimmiya, N. Ishikawa, M. Okatsu, S. Endo, N. Shikanai, and J. Kondo, 2008: *Int. J. Offshore Polar Eng.*, 18, p. 308.
- [82] N. Ishikawa, S. Endo, and J. Kondo, 2006: *JFE Technical Report*, 7, p. 20.
- [83] M. Okatsu, N. Shikanai, and J. Kondo, 2007: *JFE Gihou*, 17, p. 25.

- [84] N. Shikanai, S. Mitao, and S. Endo, 2008: *JFE Technical Report*, 11, p. 1.
- [85] T. Yamaguchi, H. Imamura, T. Shiwaku, and S. Kawabe, 2011: *Kobe Steel Engineering Reports*, 61, p. 16.
- [86] Y. Tanaka, M. Michiwaki, K. Azumi, C. Takamadate, K. Hotta, M. Okada, and S. Shintani, 1982: *Tetsu-to-Hagané*, 68, S1237.
- [87] M. Tatsuwaki, C. Takamadate, and K. Hotta, *Tetsu-to-Hagané*, 70, p. 1045.
- [88] M. Saito, A. Shiga, Y. Sayama, and H. Kasahara, 1983: *Tetsu-to-Hagané*, 69, S369.
- [89] M. Saito, A. Shiga, Y. Sayama, H. Kasahara, and H. Tominaga, 1983: *Tetsu-to-Hagané*, 69, S1218.
- [90] M. Saito, A. Shiga, S. Enami, M. Itatani, and H. Kasahara, 1984: *Tetsu-to-Hagané*, 70, S402.
- [91] Y. Miura, T. Suzuki, T. Okawa, K. Sano, K. Yamada, K. Watabe, N. Harada, S. Ishiro, and Y. Enomoto, 1985: *Tetsu-to-Hagané*, 71, p. 61.
- [92] T. Kodama, A. Torao, Y. Takemura, A. Yorifuji, and T. Okabe, 2004: *CAMP-ISIJ*, 17, p. 968.
- [93] T. Okabe, K. Kenmochi, and K. Sakata, 2007: *Tetsu-to-Hagané*, 93, p. 373.
- [94] N. Ando, H. Fukuda, H. Nogata, and Y. Kimiya, 1982: *Tetsu-to-Hagané*, 68, S339.
- [95] J. Karasawa, T. Terada, Y. Hirano, S. Watanabe, Y. Yoshimoto, H. Tominaga, and I. Takada, 1983: *Tetsu-to-Hagané*, 69, S370.
- [96] T. Takamura, T. Odake, S. Kojima, T. Akiyama, T. Sugayoshi, and T. Yamada, 1990: *NKK Gihou*, 133, p. 30.
- [97] H. Hamatani, F. Watanabe, N. Mizuhashi, S. Takeuchi, Y. Hirota, S. Matsubayashi, K. Tsukakoshi, Y. Hasegawa, T. Asano, T. Motoyoshi, T. Miura, K. Tanaka, K. Yamamoto, and T. Nose, 2012: *Proceedings of 9th International Pipeline Conference*, Sep. 24–28, Calgary, Canada, IPC2012-90214.
- [98] H. Hamatani, N. Hasegawa, S. Takeuchi, F. Watanabe, S. Matsubayashi, N. Mizuhashi, T. Nose, T. Asano, T. Motoyoshi, and T. Miura, 2012: *CAMP-ISIJ*, 25, p. 715.
- [99] Y. Iizuka, 2009: *CAMP-ISIJ*, 22, p. 1052.
- [100] Y. Iizuka, Y. Yokoyama, T. Okabe, M. Suzuki, S. Kumazawa, and T. Inoue, 2011: *CAMP-ISIJ*, 24, p. 247.
- [101] Y. Matsui, Y. Iizuka, E. Urahata, M. Suzuki, and K. Oka, 2012: *CAMP-ISIJ*, 25, p. 347.
- [102] T. Inoue, M. Suzuki, T. Okabe, and Y. Matsui, 2012: *JFE Gihou*, 29, p. 17.

第 2 章 高靱性厚肉電縫鋼管の材料設計指針

2.1. 緒言

天然ガスの輸送効率向上のためにパイプラインの高圧操業が志向されており、その内圧に耐え得る高強度のラインパイプが求められている。アラスカ、カナダ、アメリカ北部、ロシア、ヨーロッパ地域で使用される天然ガスパイプラインは -40°C という低温に晒される部分があるため、高強度であると同時に優れた低温靱性が求められる。海底天然ガス田掘削時に井戸の土止めとして用いられるコンダクターケーシングパイプでは、生産井戸の高深度化によって増加する外圧に耐えうる厚肉高強度のパイプが求められる。

熱延鋼板をロールフォーミングによって連続的に成形・溶接して製造される電縫鋼管は、厚鋼板を素材としてバッチ処理のプレス成形と溶接して製造される UOE 鋼管に比べて生産性が高くパイプ自体の製造コストが安価である。加えてパイプの真円度が良好なため敷設時にパイプ同士を繋ぐ現地溶接の効率が高く敷設コストが抑制できるという工業上のメリットがある。このように電縫鋼管をラインパイプとして用いることでエネルギー開発のコスト低廉化が可能となる。

電縫鋼管は一般に信頼性の低い鋼管として認識されており、破壊に対する信頼性が求められるラインパイプへの適用は限定的であったが、近年では、電縫溶接部に対する品質管理技術と品質保証技術が進歩[1-3]したことにより、ラインパイプへの適用数が徐々に増加している。

アメリカ石油規格 API X80 級（降伏強度が 555 MPa 以上）の高強度鋼管の母材部低温靱性は厚肉化によって悪化することが知られている[4-7]。これは厚肉化によって鋼板の製造時に加速冷却速度と未再結晶圧下率が相対的に低下することによる。加速冷却速度と未再結晶圧下率が低下した結果、硬質で粗大なパーライトの生成や結晶粒径の粗大化が起これ、低温靱性が悪化する。これに対して、厚肉 X80 級 UOE 鋼管では焼入れ性を向上させる合金元素の添加と冷却停止温度の低温化により、パーライト生成と結晶粒粗大化を抑制することで低温靱性の向上が図られている[8-11]。一方で電縫鋼管の素材として用いる熱延鋼板では巻取工程での熱延鋼板の曲げ変形抵抗を低減するために厚鋼板よりも高い温度で加速冷却

を停止する必要がある。そのため UOE 鋼管の高靱性化手法を適用することはできない。UOE 鋼管用の厚鋼板の製造因子と、マイクロ組織因子、引張特性および低温靱性の相関は、Kang ら [12] によって調べられているが、製造プロセスの異なる電縫鋼管用熱延鋼板において同様の解析を行なった例はほとんどない。

本章では上記のような電縫鋼管の母材部低温靱性向上に関する知見が未確立である課題に対して、熱延鋼板の製造プロセスとマイクロ組織因子、機械的特性および低温靱性の相関を詳細に調べ、低温靱性に優れた厚肉電縫鋼管を製造するために最適な化学成分と熱延条件について検討した。本研究における低温靱性評価はシャルピー衝撃試験とき裂先端開口変位 (Crack tip opening displacement, CTOD) 試験により行なった。CTOD 試験は破壊力学に基づいてラインパイプ用鋼管のき裂伝播特性を正確に評価する試験である。

2.2. 材料設計の考え方

電縫鋼管の長手溶接に用いる電縫溶接は、溶接ワイヤを使用せずに高周波電流によって抵抗熱を発生させることにより行なわれる。そのため溶接部は母材と同じ化学成分を有する。つまり素材として用いる熱延鋼板の化学成分は、母材部と電縫溶接部の特性を同時に満足させるものである必要がある。電縫溶接部の溶接線と熱影響部（Heat affected zone, HAZ）の低温靱性は1次的には母材の炭素当量 $P_{cm} (= C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Cr/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B)$ によって支配される [13, 14]。 P_{cm} の値が増加すると硬質第二相である島状マルテンサイト（Island martensite または Martensite-austenite constituents, MA）が電縫溶接部近傍に生成しやすくなるため電縫溶接部靱性が悪化するとされている [13, 14]。また C 添加量そのものの増加は母材マイクロ組織中のパーライト分率を増加させ母材の低温靱性を悪化させる。異なるマイクロ組織を有する API X70 級ラインパイプ用鋼のマイクロ組織写真とシャルピー衝撃試験の延性-脆性遷移温度（Ductile-brittle transition temperature, DBTT）を Fig. 2-1(a) (b) に示す [15]。両者の P_{cm} はいずれも 0.124 で等しい。粗大なパーライトを含む場合（Fig. 2-1(a)）の DBTT は -70°C である。これに対してベイニティックフェライト単相でパーライトを含まないマイクロ組織である場合（Fig. 2-1(b)）の DBTT は -120°C である。このように同じ P_{cm} であってもマイクロ組織の違いで低温靱性は大きく異なる。破壊き裂の発生と伝播を容易にするパーライトや島状マルテンサイトといった硬質第2相は低温靱性を悪化させる。高靱性電縫鋼管の母材マイクロ組織設計においてはこれらの硬質第2相を可能な限り低減することが設計指針のひとつとなる。

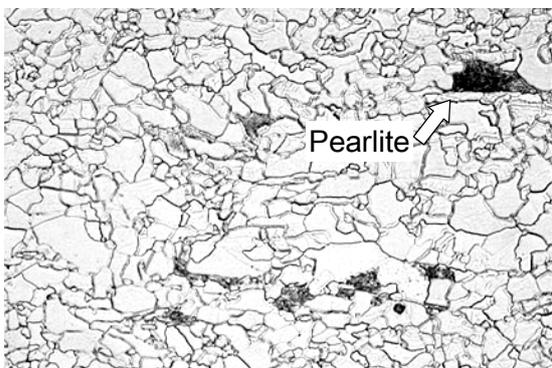
ところで電縫鋼管用熱延鋼板の巻取温度は、熱延工場の装置スペックにもよるが、通常 $500^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ の比較的高い温度範囲で管理される。これはコイル状に巻き取る際の熱延鋼板の曲げ変形抵抗と材質確保のバランスによって決められる。コイル状に巻き取られた熱延鋼板は 1~3 日かけて室温まで徐冷される。巻取工程では $500^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ で長時間保持されることにより、パーライト変態が生じやすい。したがって、成分設計や加速冷却を適正に制御してパーライト変態を抑制する必要がある。なお、巻取・徐冷に相当する温度履歴は UOE 鋼管素材である厚鋼板製造プロセスには存在せず、熱延鋼板の高靱性化が厚鋼板よりも困難である理由のひとつとなる。

以上の点に留意し、高靱性厚肉 X80 級電縫鋼管の開発では以下の 2 点を材料設計のポイントとした。すなわち、

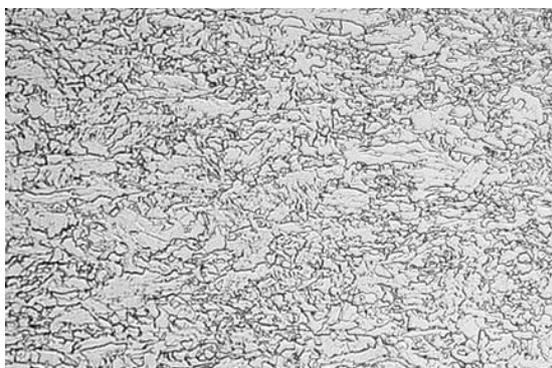
- (1) C 添加を通常の製鋼処理で得られる最小量に留め、パーライトを低減する。
- (2) 合金元素の適正な選択により巻取温度範囲とベイニティックフェライト変態温度域を同期させる。

このアプローチはパーライトや島状マルテンサイトを含まない微細ベイニティックフェライトを得るためのものである。合金元素の選択では、C 低減による強度低下を補う強度調整と、C 低減にともない高温短時間側に移動するベイニティックフェライト変態開始温度を調整するという 2 つの目的で、オーステナイト安定化元素 (Mn、Ni) あるいは強炭化物形成元素 (Mo) を添加して、鋼の焼入れ性を向上させベイニティックフェライト変態を遅延させることを狙う。

(a) Ferrite-pearlite steel, DBTT = -70 °C



(b) Bainitic ferrite steel, DBTT = -100 °C



50 μm

Fig. 2-1. Effect of microstructure on low-temperature toughness. a) Ferrite-pearlite steel with DBTT of -70 °C and b) bainitic ferrite steel with DBTT of -100 °C

2.3. 実験方法

2.3.1. 供試鋼

供試鋼の化学成分を **Table 2-1** に示す。鋼 A は従来の X80 級電縫鋼管の化学成分である。鋼 B は上記の考え方を反映して設計した厚肉 X80 級電縫鋼管用の化学成分である。

C 添加量を低減した高靱性厚肉電縫鋼管を開発するにあたって、はじめに化学成分がマイクロ組織と機械的特性に及ぼす影響について調べ、狙いどおりのマイクロ組織と特性が得られることを実験により確認した。

実験は実験室の熱間圧延機を用いて製造した鋼板について行なった。実験室熱延の条件を **Fig. 2-2** に示す。スラブ再加熱温度、熱延仕上温度および加速冷却速度はそれぞれ、1200 °C、800 °C および 12 °C/s とした。サイズが 90 × 90 × 150 mm³ であるインゴットを熱間圧延により板厚 15 mm の鋼板とした。熱間圧延における未再結晶域圧下 (Controlled-rolling, CR) 率は 23 %~48 %の間で変化させた。本研究では、890 °C 以下の累積圧下率で CR 率を定義した。熱間圧延された鋼板に加速冷却を施して、冷却停止温度 550 °C~700 °C まで冷却した後、巻取工程を模擬するために冷却停止温度と同じ温度に保持した電気炉内に挿入して 1 h 保持し、保持後は電気炉の電源を落として室温まで一晚炉冷した。得られた熱延鋼板のマイクロ組織を走査電子顕微鏡 (Scanning electron microscope, SEM) を用いて観察した。SEM 試料は通常の研磨と仕上げ方法で調整し、2 %ナイトール溶液で腐食して観察を行なった。

Table 2-1. Chemical composition of steel used (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Others	Nb+V+Ti	Pcm
A	0.06	0.25	1.50	0.010	0.003	Mo	< 0.145	0.16
B	0.03	0.23	1.62	0.014	0.002	Cu, Ni, Mo	< 0.145	0.15

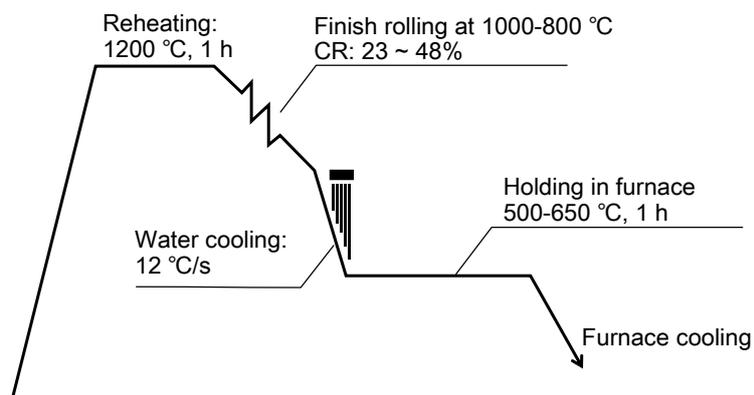


Fig. 2-2. Thermal history of laboratory hot-rolling

2.3.2. 連続冷却変態線図

冷却温度履歴とマイクロ組織の関係を明らかにするために、連続冷却変態 (Continuous cooling transformation, CCT) 線図を作成した。高周波加熱による試料の温度制御と圧縮変形を同時に行なうことができる熱間加工試験機 (サーメックマスター FZT-103A) を用いて、種々の冷却速度における CCT 挙動を調べた。

Fig. 2-3 に CCT 線図作成のための温度・圧縮履歴を示す。直径が 8 mm、高さが 12 mm の円筒状試験片を、実験室熱間圧延と同じ再加熱温度 1200 °C まで加熱して 600 s 保持した後、800 °C まで 10 °C/s で冷却して試験片高さが 6 mm となるように 50 % の圧縮を与えた。これは熱間圧延を模擬するものである。圧縮変形付与後、直ちに 0.5 °C/s ~ 50 °C/s の冷却速度で室温まで冷却した。連続冷却中の試験片の線膨張率変化測定と光学顕微鏡によるマイクロ組織観察を行ない、CCT 線図を作成した。

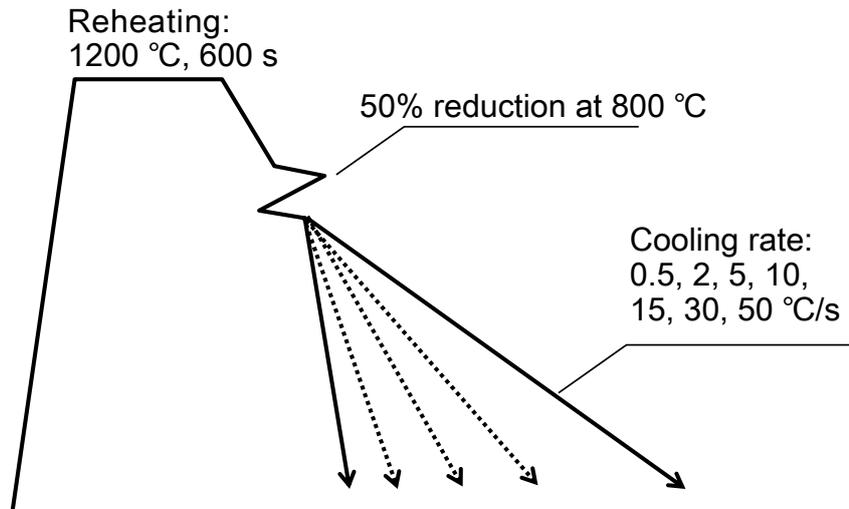


Fig. 2-3. Thermal history of continuous cooling dilatometry

2.3.3. 靱性評価試験

巻取模擬温度 550 °C で作製した鋼 B の低温靱性を評価するために、CTOD 試験とシャルピー衝撃試験を実施した。CTOD 試験は予め疲労き裂を導入した試験片に所定温度で荷重を負荷し、不安定き裂（脆性破壊）が発生したときのき裂先端開口変位を求める破壊靱性評価試験である。CTOD 試験は BS 7448 –part 1 [16] に準拠して行なった。試験片は Fig. 2-4 に示す 3 点曲げ試験片を用い、試験温度は -10 °C とした。疲労予き裂は疲労破面の法線が板幅方向となるように、圧延方向に沿って導入した。実際に導入されたき裂の長さとの比率 (a/W) は 0.5 ± 0.05 であった。実験室熱延板の表面状態が CTOD 値に影響を与えないように、試験片の表層 1 mm はグラインダーにより除去した。CTOD 試験後の試験片のマイクロ組織を SEM と電子後方散乱回折 (Electron backscatter diffraction, EBSD) 法によって評価した。EBSD 解析は圧延方向断面、すなわち CTOD 試験き裂のき裂表面に平行な方向の断面について行なった。EBSD 試料は通常の研磨後、0.25 μm ダイヤモンドペーストと 0.05 μm アルミナ懸濁液を用いて仕上げた。EBSD 測定はステップサイズ 1 μm 、測定領域 $400 \times 200 \mu\text{m}^2$ の範囲で行なった。集合組織と粒径の解析は専用ソフトウェア OIM Analysis ver. 7.3 を用いた。

シャルピー衝撃試験には深さ 2 mm の V ノッチを機械加工したフルサイズ試験片を用いた。V ノッチは圧延方向に沿って導入した。試験温度は -140 °C ~ -20 °C

とし、繰り返し数は 3 で行なった。それぞれの試験温度における延性破面率の平均値を求め、延性破面率が 50 %となる試験温度を DBTT とした。

2.3.4 円周溶接試験

2.2.節で述べたとおり、低温靱性に配慮した厚肉 X80 級電縫鋼管の化学成分は低 C かつ低 P_{cm} 設計となっている。C をはじめとする合金元素添加量の低減は円周溶接継手の HAZ 部強度を低下させる懸念がある。そこで、円周溶接を模擬した溶接継手を作製して継手強度を評価した。継手溶接はシールドメタルアーク溶接 (Shielded metal arc welding, SMAW) により行なった。溶接機は Lincoln 製で、Root pass (1 パス目) と Hot pass (2 パス目) には能率を重視し高セルロース棒の E7010 Lincoln HYP を用い、Filler (3 パス目以降) と Cap (最終パス) には水素割れに配慮して低水素棒の E10018 Thyssen FOX BVD 100 を用いた。予加熱は実施せず、パス間温度は 120 °C 以下となるように調整した。入熱量は一般的な溶接条件である 9.3 kJ/cm、13 kJ/cm および 17 kJ/cm とした。入熱量は溶接速度とパス数によって制御し、入熱量・溶接速度・パス数の組み合わせはそれぞれ、9.3 kJ/cm・29 cm/min・20 パス、13 kJ/cm・25 cm/min・17 パスおよび 17 kJ/cm・20 cm/min・13 パスとした。

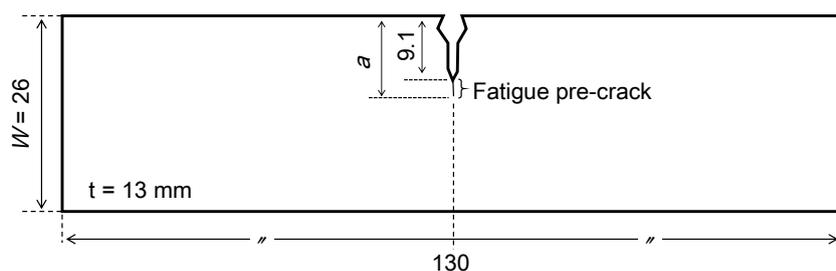


Fig. 2-4. Specimen for CTOD test

2.4. 実験結果及び考察

2.4.1. ミクロ組織に及ぼす炭素量の影響

Fig. 2-5 に鋼 A と鋼 B の CCT 線図を示す。C 添加量を 0.03 % に低減した鋼 B では、冷却速度が 5 °C/s 以下でパーライト (P) が生成し、ベイニティックフェライト (α_B) を得るためには 10 °C/s 以上の冷却速度が必要である。C 添加量が 0.06 % である鋼 A では、ポリゴナルフェライト (α_P) 変態とパーライト変態が鋼 B に比べて遅延しており、2 °C/s 以上の冷却速度であればベイニティックフェライトを得ることができる。しかしパーライト変態が遅延した結果、鋼 A のパーライト変態が生じる温度範囲は 580 °C~700 °C であり、鋼 B の 650 °C~760 °C に対して低温側にシフトする。つまり鋼 A の化学成分では、通常の巻取温度範囲である 500 °C~700 °C においてパーライトが生成する。したがって巻取温度に制約がある熱延プロセスでは、C 添加量を 0.03 % に低減した鋼 B の方がベイニティックフェライト単相を得るに適した化学成分であると考えられる。これは、鋼の焼入れ性を高めてパーライト変態を遅延化することにより、ベイニティックフェライト単相を得るといった従来の高靱性ミクロ組織制御とは逆の考え方であり、本研究で確立した熱延鋼板に特有の考え方である。

Fig. 2-6 に巻取模擬温度を 650 °C とした際の鋼 A と鋼 B のミクロ組織を示す。CCT 線図から予想されるとおり、鋼 B はベイニティックフェライト単相であるのに対し、鋼 A は粗大なパーライトを含むポリゴナルフェライトであった。

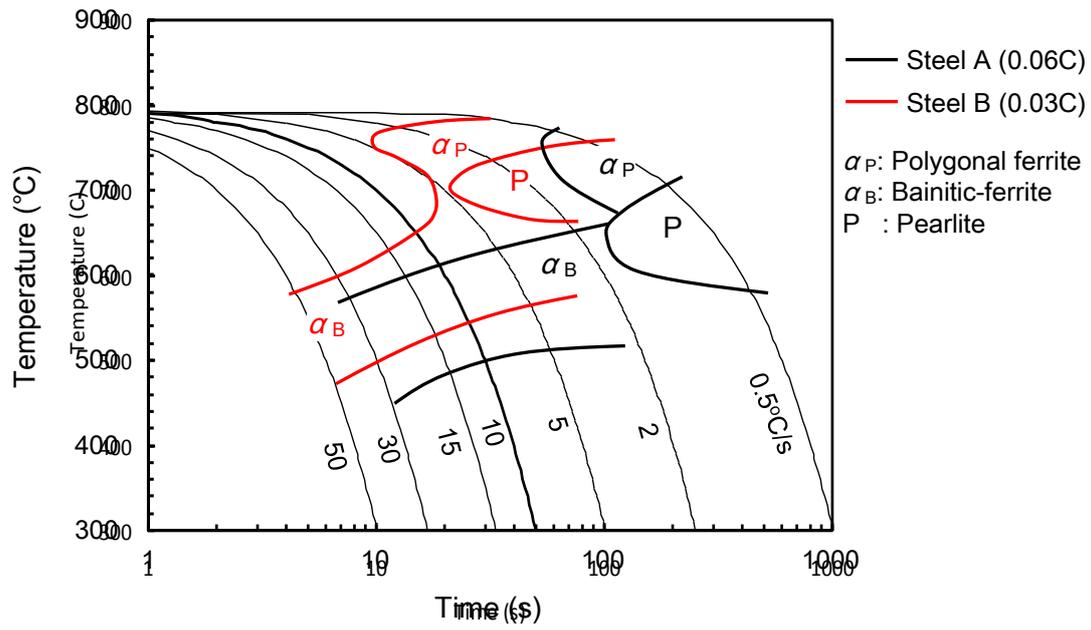


Fig. 2-5. Continuous cooling transformation diagrams of steel A and steel B

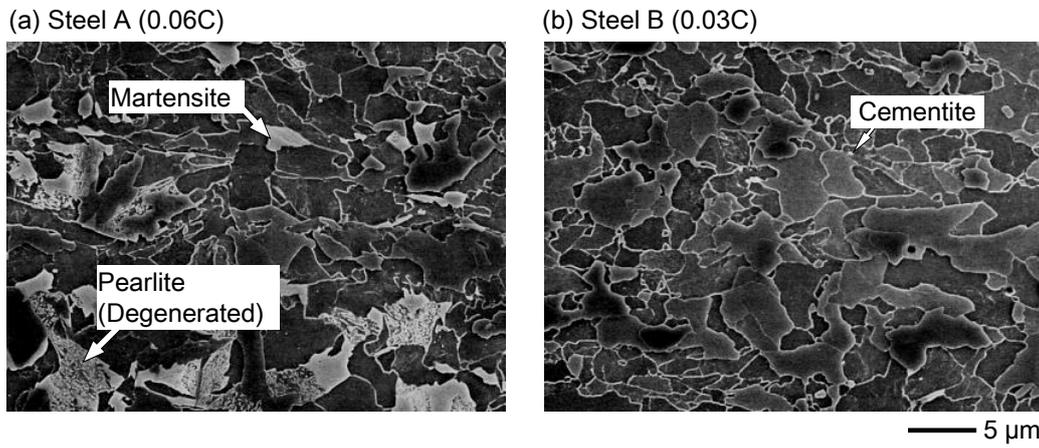


Fig. 2-6. Scanning electron micrographs of steel A and B at cooling temperature of 650 °C

2.4.2. 熱間圧延プロセスにおける制御圧延率の低温靱性への影響

前述のとおり、C添加量の低減はパーライト変態を抑制し、低温靱性の向上に有効と考えられる。しかし、肉厚が20 mmを超える厚肉 X80 級電縫鋼管においては、マイクロ組織のベイニティックフェライト単相化に加えて、制御圧延の活用が必要となる。

Fig. 2-7 に巻取模擬温度 550 °C で作製した鋼 B の-10 °C における CTOD 値と CR 率の関係を示す。なお Fig. 2-7 の CTOD 値は、予き裂先端での安定破壊き裂の発生有無にかかわらず、単に不安定き裂（脆性破壊）が発生するまでの CTOD 値を調べたものである。CR 率が 23 %では CTOD 値がばらついており、その最小値は 0.35 mm であった。CR 率 31 %以上では 0.8 mm 以上で高位安定化する。Harrison ら [17] の研究にもとづいて、API 規格 Recommended practice 2Z では要求 CTOD 値として 0.25 mm 以上とすることが記載されている。API 規格の要求値と照らし合わせるといずれの CR 条件でも要求値を満足するが、CR 率 23 %における CTOD 最小値 0.35 mm は規格下限値に近く、ばらつき次第では要求値を下回る懸念がある。それと比べて CR 率 31 %以上の条件では 0.25 mm を大きく上回っており、安定した低温靱性を達成できる。

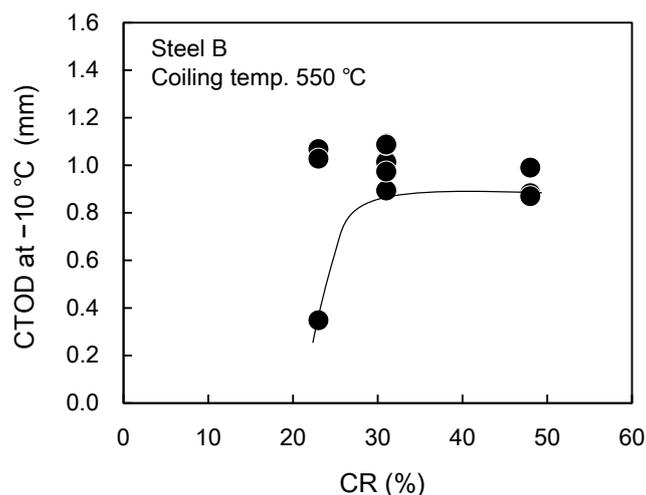


Fig. 2-7. Result of CTOD test performed on steel B with coiling temperature of 550 °C

ここで、CR 率向上による靱性向上要因をマイクロ組織の観点から考える。Inagaki ら [18] は Nb と V を添加した低炭素鋼の靱性について調べ、未再結晶域で圧延されたオーステナイトから変態したフェライトで発達する集合組織 $\{311\}\langle 011\rangle$ が圧延方向 45° の靱性を悪化させると報告している。そこで、異なる CR 率で作製したサンプルの集合組織を EBSD 解析で得た方位分布関数 (Orientation distribution function, ODF) 図により評価した。CR 率を 23 %、31 %、および 48 % とした鋼 B の $\varphi_2 = 45^\circ$ 断面の ODF 図を Fig. 2-8(a)-(c) に示す。Fig. 2-8(d) に BCC 鉄において観察される主な熱延集合組織 [19] を示す。典型的な未結晶オーステナイトからの変態集合組織である $\{311\}\langle 011\rangle$ から $\{332\}\langle 113\rangle$ にかけての強い集積が、CR 率に関係なく認められた。一方で典型的な再結晶オーステナイトからの変態集合組織である $\{100\}\langle 011\rangle$ や $\{110\}\langle 011\rangle$ は、いずれの CR 率においてもほとんど認められなかった。Fig. 2-9 と Fig. 2-10 に CR 率が 23 %、31 %、および 48 % の鋼 B の α -fiber と γ -fiber の強度曲線を示す。CR 率の異なるサンプル間で集合組織の強度に差異は認められず、本研究の実験条件範囲においては、CR 率は集合組織に影響しなかった。

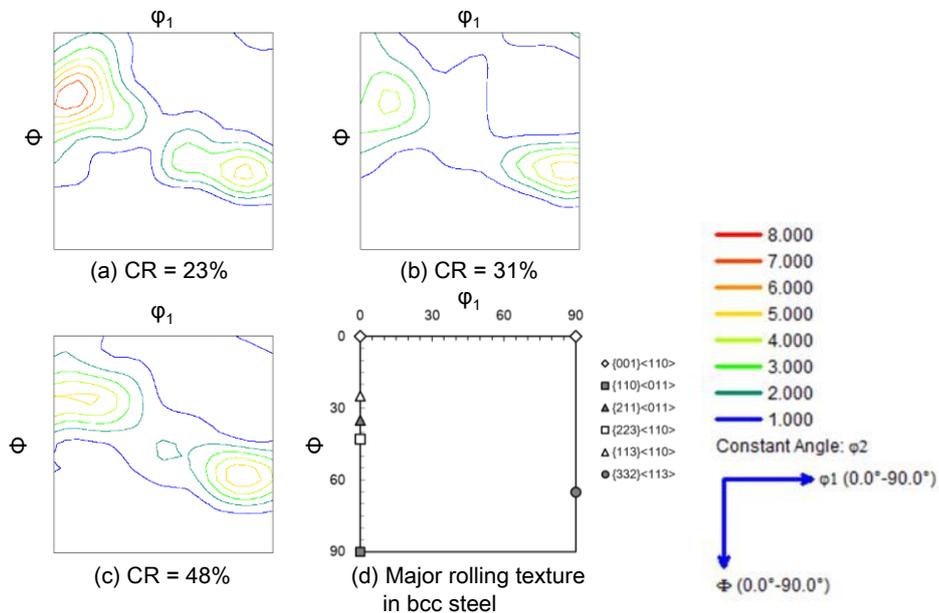


Fig. 2-8. Texture of samples with CR of (a) 23 %, (b) 31 %, and (c) 48 %, where ODF section φ_2 is 45° . (d) Major transformation texture observed in bcc steel [plotted data in Ref. 19].

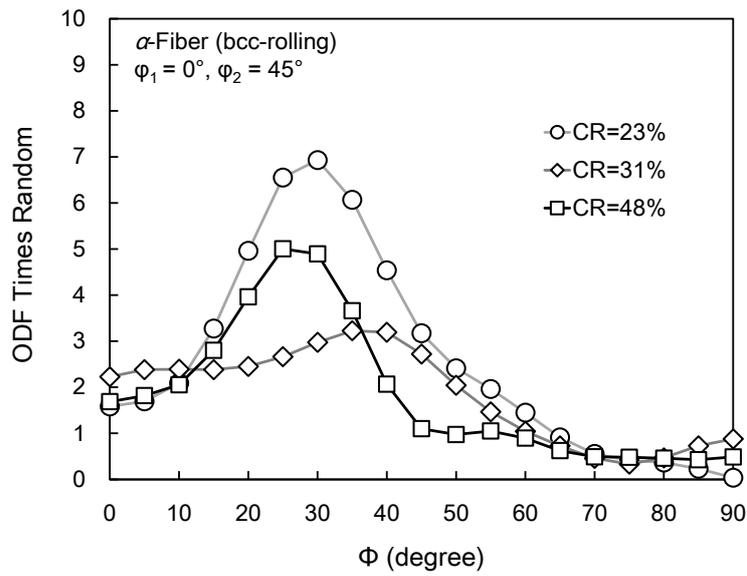


Fig. 2-9. Comparison of alpha fiber intensity curves among samples with CR of 23 %, 31 %, and 48 %.

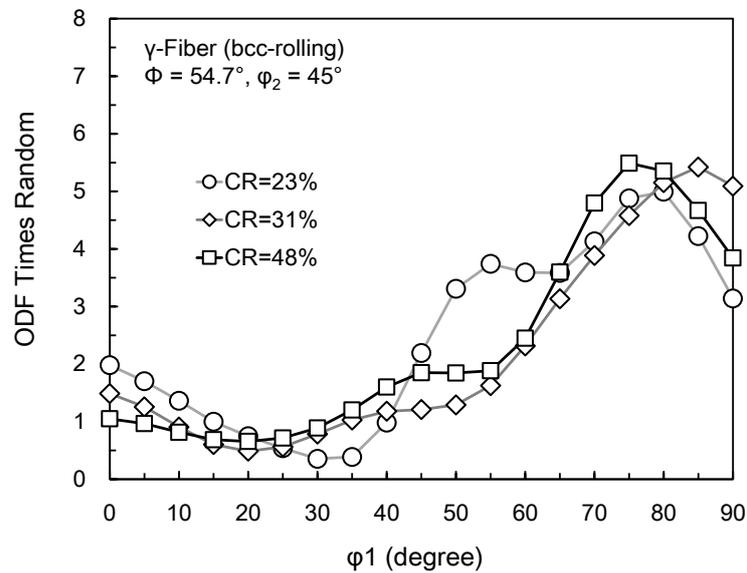


Fig. 2-10. Comparison of gamma fiber intensity curves among samples with CR of 23 %, 31 %, and 48 %.

Fig. 2-11 は板幅方向に垂直な面（TD 面）の $\{001\}$ 面方位のマップを示す。ここで、TD 面は CTOD 試験のき裂進展面に相当する。Davies ら [20] は $\{001\}$ 面方位がへき開破壊のファセット面となることを報告した。Davies らの結果によれば、 $\{001\}$ 面方位のき裂進展面である TD 面への集積は靱性悪化要因となる。Pyshmintsev ら [21] も TD 面を向いた $\{001\}$ 面方位の靱性への影響を調べているが、Davies らの結果とは異なり、両者に明瞭な関係は認められなかったと報告している。**Fig. 2-11(d)** に $\{001\}$ 面方位が TD 方向となる結晶粒の面積分率と CR 率の関係を示す。いずれの CR 率においても $\{001\}$ 面積分率は 3%~6% と極めて小さく、本研究では、CR 率の $\{001\}$ 面方位集積度への影響は認められなかった。

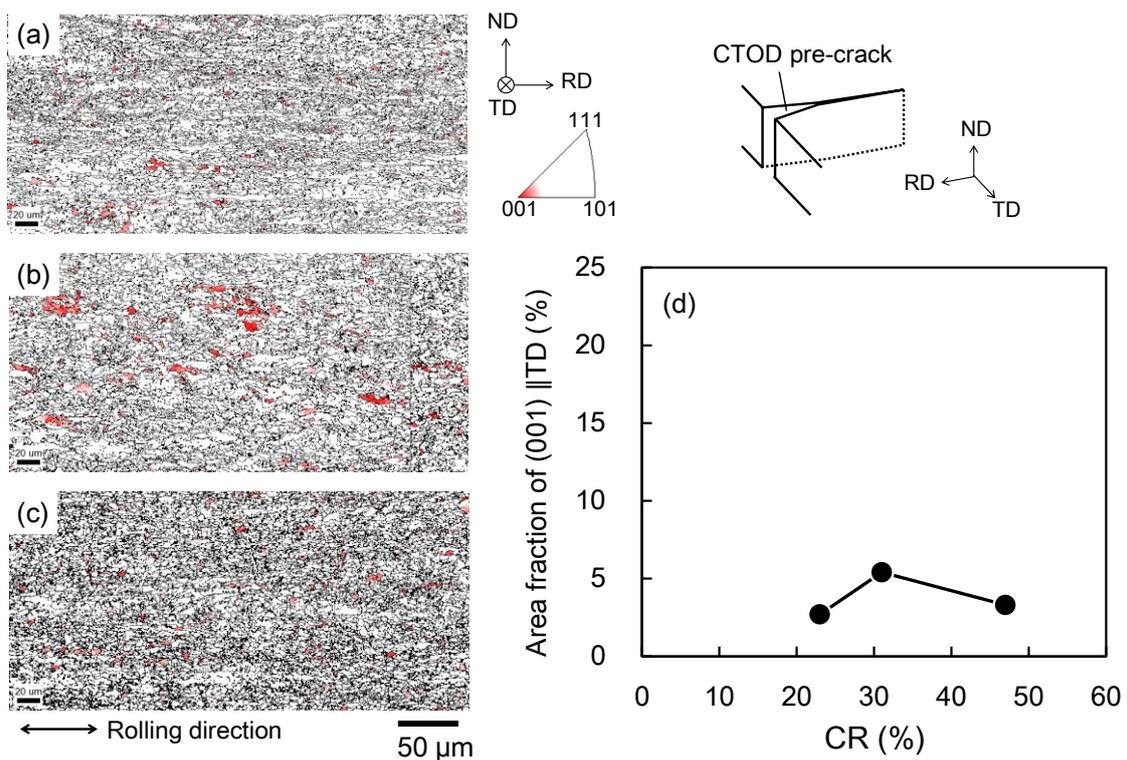


Fig. 2-11. Crystal direction maps of $\{001\}$ cleavage plane oriented to TD. (a) CR = 23 %, (b) 31 %, (c) 48 %. Tolerance angle: 15°. (d) Relation between area fraction of $\{001\}$ grains and non-recrystallization reduction ratio, CR.

CR 率 23~48%のサンプルの方位差 15° 以上の粒界マップを Fig. 2-12(a)-(c)に示す。粒界定義を方位差 15° または 5° とした場合の結晶粒径の累積分布を Fig. 2-12(d) (e)に示す。ここで、結晶粒径分布は OIM analysis によって計算される各結晶粒の面積をもとに算出した。CR 率の増加にともなって粗大な結晶粒が減少して微細な結晶粒の割合が増加した。

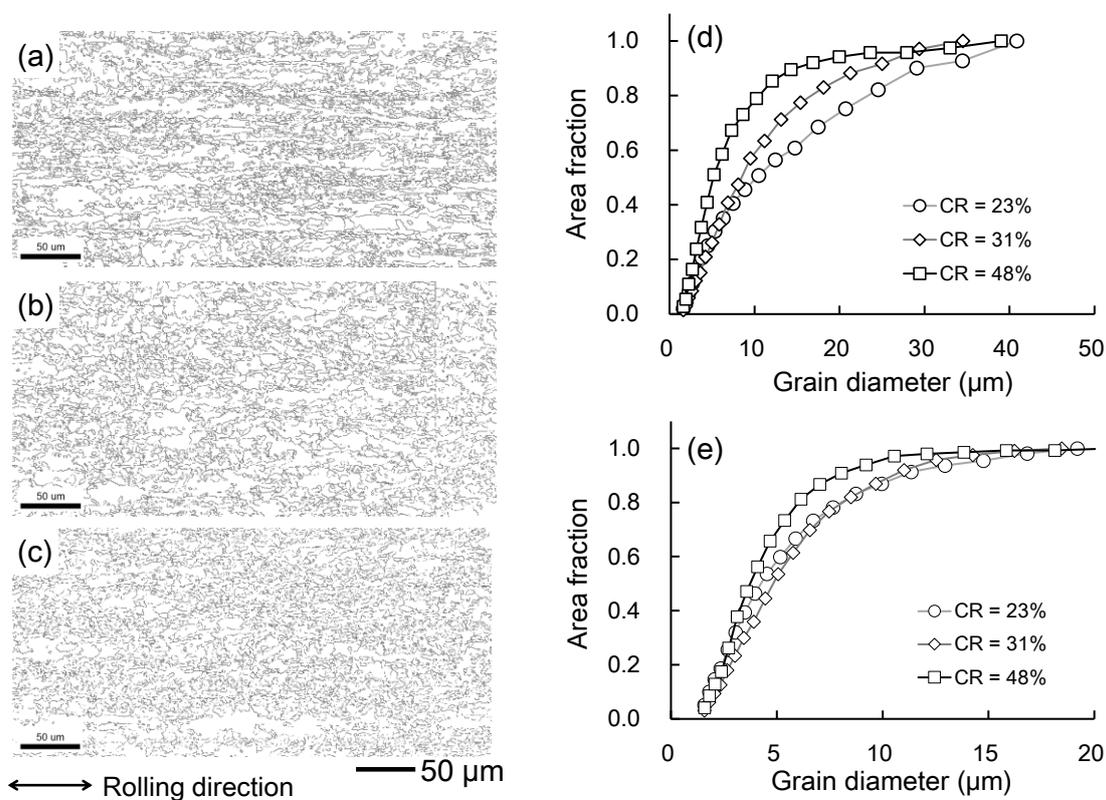


Fig. 2-12. Grain boundary maps of (a) CR = 23 %, (b) 31 %, (c) 48 %, and cumulative grain area fraction curves for (d) grain boundary misorientation angle $\theta = 15^\circ$ and (e) $\theta = 5^\circ$.

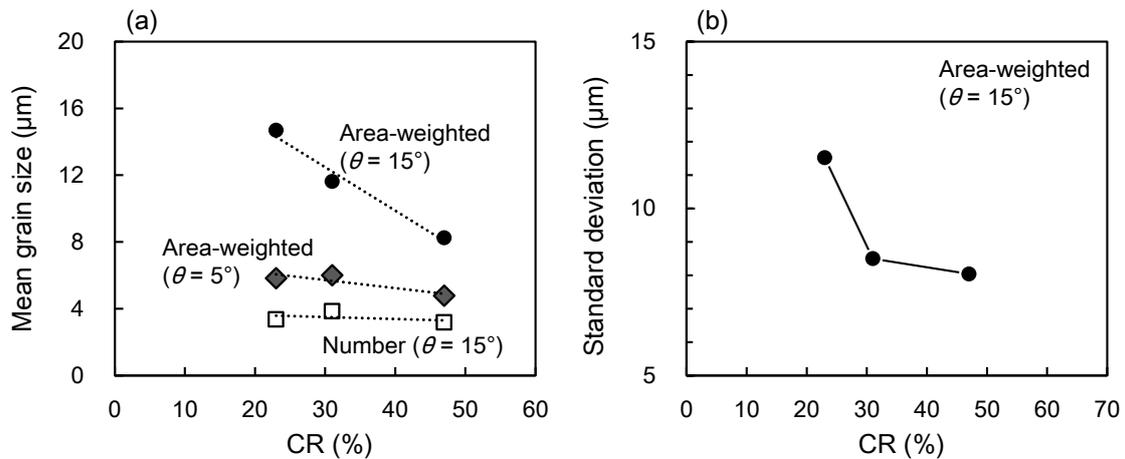


Fig. 2-13. (a) Relation between mean grain size and non-recrystallization reduction ratio (CR). The area-weighted and number average grain sizes were calculated as misorientation angles of 15° and 5°. (b) Standard deviations of area fraction of grain sizes.

Fig. 2-13(a)に粒界を方位差 15°以上と定義したときの平均結晶粒径と CR 率の関係を示す。Fig. 2-13(b)に平均粒径の標準偏差と CR 率の関係を示す。Fig. 2-13(a)のうちで、結晶粒直径を結晶粒数平均により求める平均結晶粒径 (Number) は CR 率に対して変化しなかった。これに対して、各結晶粒の面積で重み付けをして粗大粒の存在を強調した面積平均粒径 (Area-weighted) は、CR 率の増加によって顕著に減少した。CR 率が 23 %から 48 %に増加すると面積平均粒径は 15 μm から 8 μm に減少した。過去に面積平均粒径 (Area-weighted) で低温靱性を整理した例はあまり報告されていないが、方位差 15°以上の大傾角粒界で囲まれた粗大なマイクロ組織単位の面積分率が低温靱性を支配することは指摘されている [22-25]。

Fig. 2-14(a)に鋼 B で観察されたベイニティックフェライトコロニー (Bainitic-ferrite colonies) を示す。ベイニティックフェライトコロニーは、類似の方位を有するベイニティックフェライトの集合であり、周囲の結晶粒よりも粗大である。Fig. 2-14(b)に鋼 B の CTOD 試験片で観察されたき裂進展経路とマイクロ組織の関係を調べた結果を示す。CTOD き裂は粗大なベイニティックフェライトコロニーに沿って進展していた。

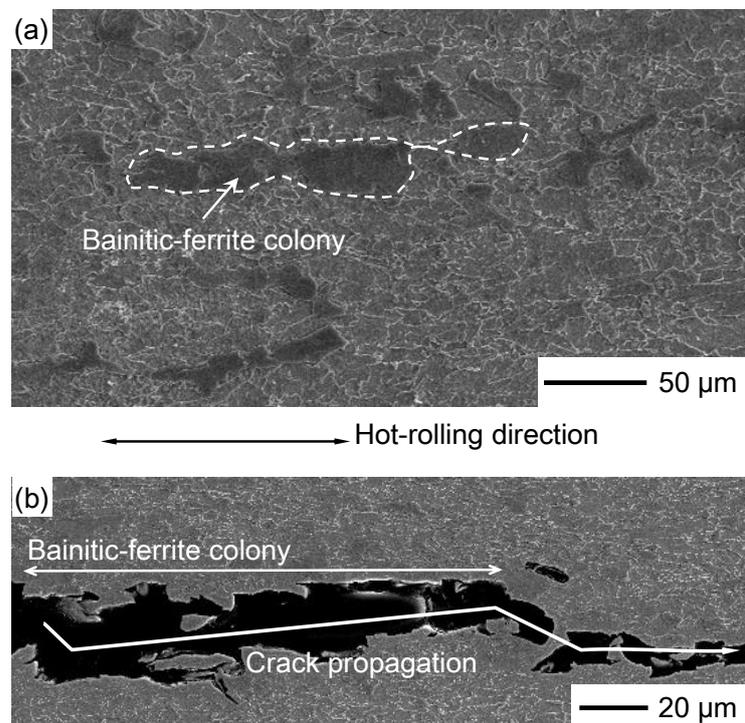


Fig. 2-14. (a) Bainitic-ferrite colonies and (b) CTOD crack propagation observed in steel B.

Petch[26]は、脆性破壊のきっかけとなる微視き裂が転位の粒界への堆積（Strohモデル[27]）あるいは粒界炭化物の破壊（Smithモデル[28]）によって生成する脆性破壊モデルにもとづいて、へき開破壊応力 σ_f と結晶粒径 D の間に $\sigma_f \propto D^{-1/2}$ の関係があることを提案した。すなわちマイクロ組織中に粗大な結晶粒が存在する箇所では局所的にへき開破壊応力が小さくなり、脆性破壊が発生しやすくなる。

本研究ではCR率の低下にともない、粗大粒が増加してCTOD値がばらつく結果となった。CTOD値のばらつきは予き裂近傍に粗大結晶粒が存在するか否かによると推察される。すなわち、粗大結晶粒を有するベイニティックフェライトコロニーがCTOD試験の予き裂近傍に存在した場合、き裂先端周囲のへき開破壊応力が小さくなるため脆性破壊が比較的容易に生じ、逆にき裂近傍にベイニティックフェライトコロニーが存在しない場合は、き裂先端周囲のへき開応力は高く安定破壊が進行する。結晶粒分布と靱性ばらつきの関係は、先行研究でも報告例が

ある [29-34]。Fig. 2-12(d)と Fig. 2-13(b)に示したとおり、CR 率の増加によって結晶粒径の分布が均一化すれば CTOD 値は安定化する。

CR 率の増加は結晶粒径微細化を通じてシャルピーDBTT も向上させる。Fig. 2-15 に巻取模擬温度 550 °C で作製した鋼 B のシャルピーDBTT と CR 率の関係を示す。CR 率が 10 %増加するとシャルピーDBTT は約 10 °C 低温化する。

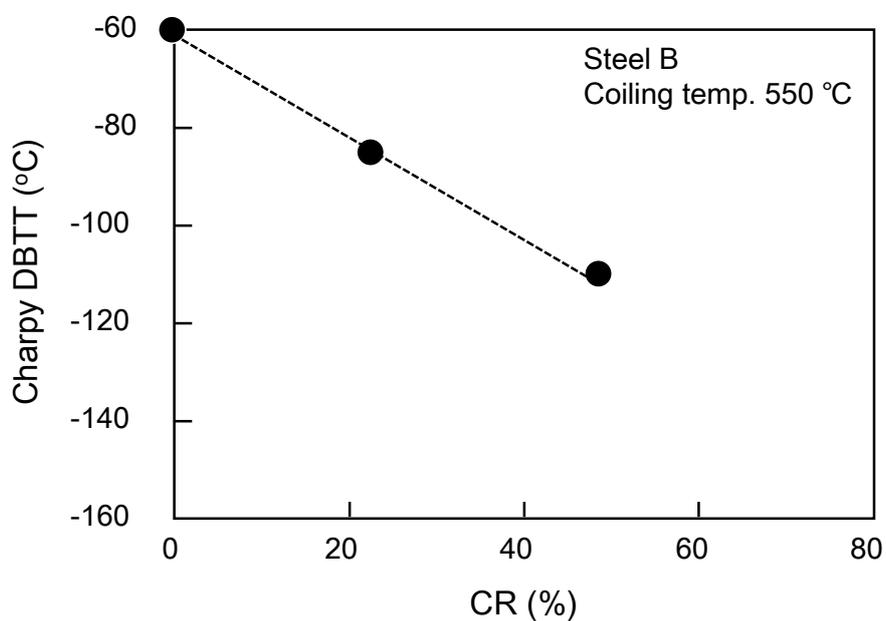


Fig. 2-15. Relation between Charpy ductile-brittle transition temperature (DBTT) and non-crystallization reduction ratio (CR)

2.5. API X80 級高靱性厚肉電縫鋼管製造への応用

これまで述べてきた材料設計指にもとづいて、肉厚が 15.9 mm (10/16 inch)、19.1 mm (12/16 inch) および 20.6 mm (13/16 inch) の API X80 級厚肉電縫管を製造した。肉厚 15.9 mm と 19.1 mm は寒冷地向けラインパイプ用途、肉厚 20.6 mm はケーシングパイプ用途である。鋼 B に類似した化学成分とし、熱延工程の CR 率 (890 °C 以下の累計圧下率) は 35 % 以上とした。熱延工程において CR 率を緻密に制御することは容易ではないが、仕上圧延入側温度、板搬送速度および仕上圧延スケジュールを最適化することで、所望の CR 率を得ることができた。加速冷却では、それぞれの板厚で 10 °C/s 以上の板厚中心冷却速度を確保した。巻取温度は 550 °C ~ 620 °C に設定した。製造した熱延鋼板をロール成形、電縫溶接して外径が 508 mm (20 inch) の電縫鋼管とした。

電縫鋼管母材部の引張特性と V ノッチシャルピー靱性を API 規格に準拠して測定した。シャルピー V ノッチは管長手方向に導入した。Table 2-2 に結果をまとめる。すべての試験には、管周方向を長手とした試験片を用いた。母材部の YS と TS は X80 級規格を満足した。母材部のシャルピー DBTT は -65 °C を下回った。

TMCP 技術を駆使した低温靱性仕様 X80 ~ X100 級 UOE 鋼管のシャルピー DBTT は -80 °C 以下であり [35]、開発した X80 電縫鋼管の DBTT はこれに僅かに及ばないものの、低温仕様が最も厳しいアラスカ向けの -46 °C での使用に耐え得る特性を示した。なお開発した電縫鋼管の靱性が UOE 鋼管に及ばないのは、冷間成形過程で多くの塑性変形を受ける [36] ことが考えられる。塑性変形を多く受けた後の靱性は低下する [37]。これは、塑性変形を受けることで降伏応力が高くなりシャルピー衝撃試験時に塑性変形を生じにくくなるので、脆性破壊を起こしやすくなるためである。電縫鋼管と UOE 鋼管の成形ひずみでは、電縫鋼管の成形ひずみの方が高いことが明らかにされている [38]。

電縫溶接部は -80 °C 以下のシャルピー DBTT が得られている。これは炭素当量 P_{cm} 低減によるパーライト抑制と、第 4 章で述べるペネトレータ抑制技術およびマイクロ組織微細化技術により達成された。Fig. 2-16 に肉厚 19.1 mm 電縫鋼管の母材部マイクロ組織と電縫溶接部マイクロ組織を示す。母材部、電縫溶接部ともにパーライトなどの硬質第 2 相を含まない微細ベイニティックフェライトとなっている。

Table 2-3 と Table 2-4 に円周溶接形状と継手引張結果をそれぞれ示す。入熱量

を 9 kJ/cm～17 kJ/cm で変化させたが、円周溶接強度は 720 MPa～740 MPa で安定しており、破断位置はすべて母材部であった。開発材では、低温靱性を確保するために母材の C 添加量と炭素当量 P_{cm} を極力低減したが、継手強度は X80 級を満足した。

Table 2-5 に肉厚 20.6 mm の API X80 級電縫鋼管の量産材の特性を示す。機械的特性とシャルピー吸収エネルギーは 13 本のパイプで測定した。母材部と電縫溶接部の強度とシャルピー吸収エネルギーはいずれも API 5L X80 仕様を満足した。肉厚 20 mm を超える低温靱性仕様の X80 級電縫鋼管はこれまで量産化された実績はなく、これが世界初である。

Table 2-2. Mechanical properties and toughness of HFW line pipe.

WT	O.D.	Base metal (transverse)				Weld seam
		YS	TS	Y/T	DBTT	DBTT
(mm)	(mm)	(MPa)	(MPa)		(°C)	(°C)
15.9	508	620	693	0.89	-90	-90
19.1	533	596	744	0.80	-65	< -80

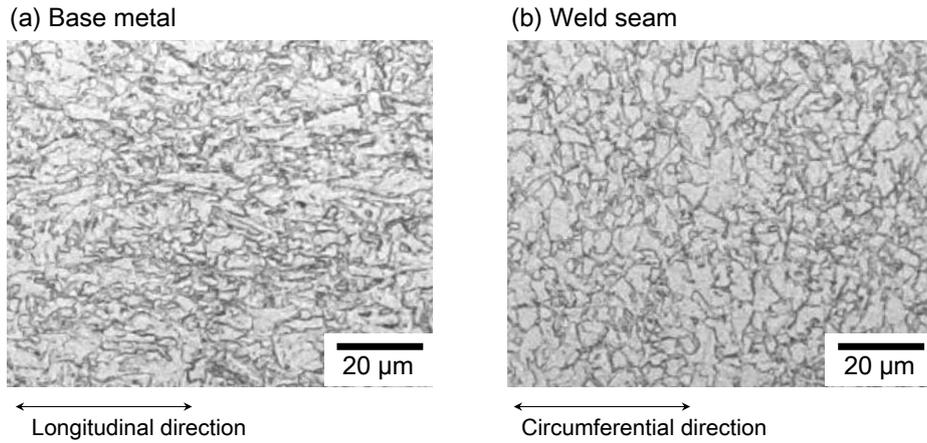


Fig. 2-16. Microstructures of base metal and weld seam of pipe with wall thickness of 19.1 mm

Table 2-3. Girth weld conditions

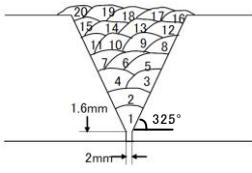
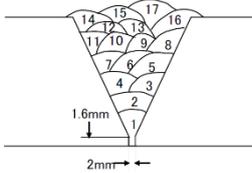
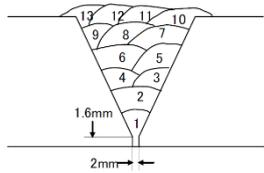
Welder	LINCOLN electric power source		
Welding rod	E7010 LINCOLN HYP (Root & Hot) E10018 Thyssen FOX BVD 100 (Filler & Cap)		
Preheat temp.	Not applied		
Interpass temp.	Less than 120°C		
Heat input	9.3 kJ/cm	13 kJ/cm	17 kJ/cm
Welding speed	29 cm/min	25 cm/min	20 cm/min
Groove shape			

Table 2-4. Result of girth weld tensile test

Heat input	TS (MPa)	Break position	
9.3 kJ/cm	736	Base metal	
13 kJ/cm	739	Base metal	
17 kJ/cm	720	Base metal	

Table 2-5. Mechanical properties of X80 grade HFW casing pipe with WT 20.6 mm×O.D. 508 mm

Base metal (transverse)	Avg.	Max.	Min.
YS (MPa)	641	664	620
TS (MPa)	786	811	774
Y/T	0.82	0.85	0.79
El (%)	34.2	36.7	31.8
vE at 0 °C/ individual (J)	231	315	183
Weld seam (Transverse)	Avg.	Max.	Min.
TS (MPa)	725	738	716
vE at 0 °C / individual (J)	234	315	160

2.6. 小括

本章では、API X80 級の高強度厚肉電縫鋼管の素材となる熱延鋼板について、製造プロセスとマイクロ組織、機械的特性および低温靱性の相関を調べ、高強度厚肉電縫鋼管を製造するのに最適な化学成分と熱延条件について検討した。得られた結果を以下にまとめる。

1. C 添加量を 0.03 %まで低減することで巻取温度とベイニティックフェライト変態温度を合致させ、未再結晶域圧下率を 30 %超えまで増加させることで、低温靱性を向上させるのに必要な微細ベイニティックフェライトが得られる。
2. 未再結晶域圧下率の増加により、粗大な結晶粒が減少して結晶粒径分布が均一となり、CTOD 値とシャルピー延性脆性遷移温度で評価される低温靱性が向上する。結晶粒径分布の均一性は EBSD 解析で得られる面積平均粒径 (Area-weighted) で評価できる。未再結晶域圧下率を 23 %から 48 %に増加させると、ベイニティックフェライトの面積平均粒径は 15 μm から 8 μm に減少する。
3. 未再結晶域圧下率 23 %~48 %の範囲では、未再結晶域圧下率増加によって集合組織はほとんど変化しない。
4. 炭素当量を低減することで、硬質第 2 相を含まないベイニティックフェライト単相組織が電縫溶接部で得られる。
5. 本研究の知見にもとづき肉厚 20.6 mm までの低温靱性に優れた X80 級電縫鋼管の開発し、量産化に成功した。

第 2 章の参考文献

- [1] T. Okabe, S. Toyoda, S. Goto, Y. Kato, K. Yasuda, and K. Nakata, 2014: *Key Eng. Mater.*, 622–623, p. 525.
- [2] T. Okabe, K. Yasuda, and K. Nakata, 2016: *Welding Int.*, 30, p. 835.
- [3] Y. Matsui, Y. Iizuka, M. Suzuki, E. Urahata, T. Inoue, S. Kumazawa, M. Oka, 2012: *Proceedings of 9th International Pipeline Conference*, Sep. 24–28, Calgary, Canada, IPC2012-90213.
- [4] P. Cizek, B. Wynne, P. Hodgson, and B. Muddle, 2005: *Proceedings of the International Conference on Super-High Strength Steels*, Milano, Italy.
- [5] H. Hillenbrand, M. Graf, and C. Kalwa, 2001: *Proceedings of Niobium*, Dec. 2–5, 2001, Orlando, Florida.
- [6] T. Gladman, 1997: *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, the Institute of Materials, London, p. 47.
- [7] H. Nakasugi, H. Matsuda, and H. Tamehiro, 1980: *Alloys for the Eighties*, Climax Molybdenum Company Conference, Ann Arbor, Michigan, p. 213.
- [8] I.A. Yakubtsov, P. Poruks, and J.D. Boyd, 2008: *Mater. Sci. Eng.*, A480, p. 109.
- [9] V. Schwinn, P. Fluess, and J. Bauer, 2002: *Proceedings of International Conference on the Application and Evaluation of High-Grade Linepipes in Hostile Environments*, Yokohama, Japan, November 7–8.
- [10] J. Bauer, V. Schwinn, and K. Tacke, 2002: *Proceedings of the 4th International Pipeline Conference IPC2002*, Calgary, Canada, Sept. 29–Oct. 3, IPC2002-27316.
- [11] F. Kawabata, K. Amano, O. Tanigawa, T. Hatomura, and Y. Sujita, 1992: *Proceedings of the 11th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, June 7–12, Calgary, Canada, p. 597.
- [12] M. Kang, H. Kim, S. Lee, and S.Y. Shin, 2015: *Met. Mater. Int.*, 21, p. 628.
- [13] H. Nakata, C. Kami, and N. Matsuo, 2008: *JFE Technical Report*, No. 12, Oct., p. 27.
- [14] N. Ishikawa, T. Shinmiya, S. Igi, and J. Kondo, 2006: *Proceedings of the 6th International Pipeline Conference IPC2006*, Sept. 25–29, Calgary, Canada, IPC2006-10245.
- [15] S. Goto, H. Nakata, T. Okabe, S. Toyoda, H. Kimura, C. Kami, A. Yonemoto, and T. Inoue, 2013: *Proceedings of Rio Pipeline 2013*, Sep. 24–26, Rio de Janeiro, Brazil, IBP1163_13.
- [16] BS7448. Part 1, 1991: Method for Determining of K_{IC} , Critical Crack Tip Opening Displacement (CTOD) and Critical J Values of Fracture Toughness for Metallic Materials under Displacement Controlled Monotonic Loading at Quasi-Static Rates, London: British Standards Institution.
- [17] J.D. Harrison, M.G. Dawes, G.L. Archer, and M.S. Kamath, 1979, *ASTM STP 668*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 606.
- [18] H. Inagaki, 1977: *Trans. ISIJ*, p. 166.
- [19] R.K. Ray, J.J. Jonas, M.P. Butron-Guillén, and J. Savoie, 1994: *ISIJ int.*, 34, p. 927.
- [20] P.A. Davies, M. Novovic, V. Randle, and P. Bowen, 2002: *J. Microsc.*, 205, p. 278.
- [21] I. Pyshmintsev, A. Gervasyev, R.H. Petrov, V. Carretero Olalla, and L. Kestens, 2012: *Mater. Sci. Forum.*, 702–703, p. 770.
- [22] J.M. Rodriguez-Ibabe, 1998: *Mater. Sci. Forum.*, 284–286, p. 51.
- [23] Y. Ro, S. Chon, J. Yoo, and K. Kang, 2014: *Proceedings of 9th International Pipeline Conference*, Calgary, Canada, Sep. 29–Oct. 3, IPC2012-90211.

- [24] N. Sanchez, Ö.E. Güngö , M. Liebeherr, and N. Ilić, 2014: *Proceedings of 9th International Pipeline Conference*, Calgary, Canada, Sept. 29–28, IPC2014-33502.
- [25] S. Han, S.Y. Shin, C. Seo, H. Lee, J. Bae, K. Kim, S. Lee, and N.J. Kim, 2009: *Metall. Mater. Trans.*, 40A, p. 1851.
- [26] N.J. Petch, 1986: *Acta Metall.*, 34, p. 1387.
- [27] A.N. Stroh, 1954: *Supplement of Phil. Mag.*, A223, p. 404.
- [28] E. Smith, 1966: *Proceedings of Conference on Physical Basis of Yield and Fracture*, Institute of Physics and Polycrystals, Oxford, p. 36.
- [29] E.A. Almond, D.H. Timbres, and J.D. Embury, 1969: *Proceedings of 2nd International Conference on Fracture*, Chapman & Hall, London, p. 253.
- [30] D. Chakrabarti, M. Strangwood, and C. Davis, 2009: *Metall. Mater. Trans.*, 40A, p. 780.
- [31] F.M. Beremin, A. Pineau, and F. Mudry, 1983: *Metall. Mater. Trans.*, 14A, p. 2277.
- [32] G.Z. Wang and J.H. Chen, 1998: *Int. J. Fract.*, 89, p. 269.
- [33] S.J. Wu and C.L. Davis, 2004: *Mater. Sci. Eng.*, A387–389, p. 456.
- [34] D. Bhattacharjee, J.F. Knott, and C.L. Davis, 2004: *Metall. Mater. Trans.*, 35A, p. 121.
- [35] M. Okatsu, F. Kawabata, and K. Amano, 1997: *Proceedings of the 16th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, New York, U.S., p. 119.
- [36] N. Nishimura, S. Takeuchi, S. Murakami, and K. Sanui, 1997: *Steel Construction Engineering*, 4, p. 53.
- [37] T. Mori, K. Yamada, M. Tanaka, and H. Tanaka, 2002: *J of JSCE*, 710, p. 461.
- [38] K. Nakajima, T. Kikuma, A. Mizutani, and H. Matsumoto, 1973: *Seitetsu Kenkyu*, 277, p. 91.

第 3 章 高靱性低降伏比電縫鋼管の材料設計指針

3.1. 緒言

前章では、高靱性電縫鋼管の基本的な材料設計指針として微細ベイニティックフェライト単相とすることを示し、その指針を熱延プロセスに応用して低温環境に適用可能な API X80 級電縫鋼管を開発した。本章では、靱性という耐破壊信頼性のキーワードに変形能の観点を加えた材料設計指針について述べる。

永久凍土帯や地震多発地帯に敷設される天然ガスパイプラインには、耐座屈性が求められる。この理由は、凍上・溶融沈下現象による地盤変動や地震による地盤変動でパイプラインに大きな曲げ変形が加えられた際に座屈が起これると、座屈した圧縮側と反対の引張側で塑性変形が進展して破断が生じるためである。

低温環境化で使用するパイプライン用鋼管は、ベイニティックフェライトを母相として Nb 炭化物などの析出物を分散させたマイクロ組織で構成されることが多い[1-3]。低温で変態するベイニティックフェライトは、高温で拡散変態するポリゴナルフェライトと比較して高い転位密度を有する。加えて、微細析出粒子によって分散強化されているため、その降伏比（降伏応力を引張応力で除した値）は 0.87~0.89 と高い値となる[1, 2]。鋼管の耐座屈性を高めるためには、素材の降伏比を低くすることが有効である。低降伏比材料はその高い加工硬化特性によって局所的な不均一変形が抑制され、曲げひずみが分散され耐座屈性が向上する。この考え方にもとづき、硬質第 2 相である島状マルテンサイトをベイニティックフェライト母相中に分散させて、降伏比を 0.85 まで低減した UOE 鋼管が開発されている[4]。低降伏比の UOE 鋼管の耐座屈性は、実際の全管曲げ試験および有限要素解析によって実証されている[5]。ここで、島状マルテンサイトを含む複相組織鋼が低降伏比を示すのは、未変態オーステナイトが島状マルテンサイトへ変態する際の体積膨張によるひずみを緩和するために、島状マルテンサイトとマトリックスの界面近傍に固溶 C や固溶 N に固着されていない転位が新たに導入されるためとされる[6]。このほかに塑性変形中にマトリックスと島状マルテンサイト界面で転位が堆積することで、低降伏比が発現するという報告もある[7]。最近では、中性子線を用いた内部応力の In-situ 観測[8]やマイクログリッド法によるひず

み集中の可視化[9]など新しい解析技術により、軟質なマトリックスで先に塑性変形が生じてマトリックスと硬質相間で応力分配（相応力の発生）が起こり、その結果生じるミクロスケールの変形不均一化が複相組織鋼の低降伏比（高加工硬化能）を発現させるということが明らかにされている。

エネルギー開発用熱延鋼板では複相組織を利用した鋼板はほとんど報告されていないが、同じく熱延鋼板を素材とする自動車用鋼板分野では、2相組織（Dual Phase: DP）鋼は広く利用され、それに関する研究も多くなされてきた[10-15]。これらの研究で報告されている DP 鋼板は、ポリゴナルフェライトとマルテンサイトで構成されるミクロ組織を有し、化学成分は高 C（たとえば 0.12%~0.16%）、高 Si（1.2%~1.6%）であることが多い。DP 鋼板は、圧延で製造した鋼板をフェライト-オーステナイト 2 相域に加熱した後に急冷することによって製造される。

ラインパイプ用鋼板では、島状マルテンサイト量を制御して低温靱性や耐水素誘起割れ（Hydrogen induced cracking: HIC）を向上させるという観点で島状マルテンサイト量と合金元素の関係に着目した研究した例が多い[16-18]。その一方で、低降伏比化のために島状マルテンサイトを積極的に利用するという観点では、Liら[19]によって 0.05C-0.2Si-1.55Mn-0.18Ni-0.17Mo (mass%)の化学成分を有する API X70 級の複相組織ラインパイプ用熱延鋼板が報告されているものの、このような報告例は極めて少ない。したがって複相組織の活用以降伏比を低減するための合金元素の影響や製造条件の影響についてはラインパイプ用熱延鋼板では十分に明らかとされていない。

DP 鋼板も含めた過去の研究結果から Si、Mn、Cu、Ni、Cr、および Mo は複相組織を得るために重要な元素であると推定されるが、これら合金元素が島状マルテンサイト量に及ぼす影響は定量的に示されていない。

本章の目的は、熱延工程で製造される熱延鋼板の島状マルテンサイト生成量に及ぼす合金元素の影響を定量化し、島状マルテンサイト量と形態の低温靱性への影響を調べることで、低温靱性と低降伏比を兼備するラインパイプ用電縫鋼管素材として適用できる複相組織熱延鋼板の材料設計の考え方を示すことである。

3.2. 実験方法

3.2.1. 供試材

熱延鋼板における島状マルテンサイト量（面積分率、 V_M ）に及ぼす合金元素の影響を調べるために、C、Si、Mn、Ni および Mo の添加量が異なる 23 種類の鋼種を溶製した。Table 3-1 に用いた鋼の合金元素の化学成分範囲を示す。島状マルテンサイトをj得るためには、ある程度の C 量が必要[4]となるため、C 添加量は 0.06 %-0.07 %とした。前章で述べたように、熱延工程において C 添加量の増加はパーライト生成を通じて低温靱性悪化の原因となる。そこで本実験では、少量の Cr を添加してセメンタイト析出を抑制する成分設計とした。これにより、C 添加量増加により変態点が低温化し、巻取温度が変態開始温度に対して相対的に高くなって、パーライトを含まないマイクロ組織を得られるようにした。

供試鋼は実験室真空溶解炉で溶解し、 $90 \times 90 \times 150 \text{ mm}^3$ のインゴットを作製した。熱間圧延材は実験室の熱間圧延設備を用いて作製した。インゴットを $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ で 1 h 溶体化処理した後、 A_{r3} 点以上の仕上温度で熱間圧延して、板厚 14 mm の鋼板とした。熱間圧延では未再結晶域圧延を実施してマイクロ組織の細粒化[20-22]を図った。熱間圧延後、冷却速度を $25 \text{ }^\circ\text{C/s}$ に制御した加速冷却を施し、あらかじめ調べたベイニティックフェライト変態開始温度より $50 \text{ }^\circ\text{C}$ 低い温度で冷却を停止した。加速冷却中の温度履歴は、鋼板中央部に差し込んだ熱電対によりモニタリングした。加速冷却終了後は、巻取工程を模擬するために冷却停止温度と同じ温度に保持した電気炉内に挿入して、1 h 保持後電気炉の電源を落として室温まで一晩かけて炉冷した。

Table 3-1. Chemical compositions of steels used (mass%)

C	Mn	Si	Ni	Mo	Others	CE
0.06 –	1.4 –	0.2 –	0.0 –	0.0 –	Cr, Cu,	0.37 –
0.07	2.0	0.4	2.0	0.5	Nb, V, Ti	0.48

$$\text{CE}(\%) = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Cu} + \text{Ni})/15$$

3.2.2. ミクロ組織観察

供試鋼のミクロ組織は、走査電子顕微鏡（Scanning electron microscope, SEM）と電子後方散乱回折（Electron back-scattered diffraction, EBSD）法を用いて評価した。SEM 用試料は通常の機械研磨で鏡面とした後に 2 %ナイトールで腐食して観察した。EBSD 用試料は 0.25 μm ダイヤモンドペーストと 0.05 μm アルミナ懸濁液を用いて仕上げた。EBSD 測定は電界放出型 SEM（JEOL JSM-7001F）に備え付けた CCD カメラ（EDAX Hikari Camera）を用いて、ステップサイズ 0.02 μm 、測定領域 20 \times 20 μm^2 の範囲で行なった。測定した EBSD を専用ソフトウェア OIM Analysis ver. 7.3 で解析した。

島状マルテンサイト面積分率 (V_M) は、2,000 倍の SEM 像から画像解析ソフトを用いて算出した。観察位置は熱延鋼板の板厚 1/4 位置、中央位置および 3/4 位置とし、それぞれで求めた V_M の平均値をサンプルの V_M とした。島状マルテンサイトの平均直径は、島状マルテンサイトの長軸長さと短軸長さを測ってその平均を取って直径とした。平均直径を求めるために、1 サンプルあたり 100 個以上の島状マルテンサイトの直径を測定した。

3.2.3. 機械試験

引張試験は、汎用引張試験機（Shimadzu 250 kN Autograph AG-X）を使ってクロスヘッド速度 5 mm/min の一定速で行なった。引張試験片は平行部直径 6 mm、平行部長さ 25 mm の丸棒試験片を用いた。引張試験片は圧延方向直角方向が試験片長手となるように採取した。降伏応力（YS）は API 5L 規格に準拠して公称ひずみ 0.5 %における流動応力として定義した。低温靱性特性はシャルピー衝撃試験により試験温度 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ \sim $-140\text{ }^\circ\text{C}$ で評価した。シャルピー試験片は JIS Z 2242 に記載のフルサイズ試験片として、深さ 2 mm の V ノッチを圧延方向に機械加工したものを用いた。シャルピー試験の延性-脆性遷移温度（Ductile-brittle transition temperature, DBTT）は、各温度 N=3 で実施した延性破面率の平均値から、延性破面率が 50 %となる温度を決定した。

3.3. 実験結果

3.3.1. 低降伏比鋼のミクロ組織形成に及ぼす合金元素の影響

Fig. 3-1 に実験室で得られた熱延鋼板の代表的な SEM 写真を示す。ミクロ組織はベイニティックフェライト¹マトリックスと島状マルテンサイト（**図中黒矢印**）で構成されていた。**Fig. 3-2** に SEM/EBSD 法で解析した相マップを示す。黒色で示す部分は EBSD における Confidence index (CI) 値が 0.1 より低い測定点に対応し、CI 値は一般的に転位密度が高く結晶構造が乱れた部分で低値を示す。したがって **Fig. 3-2** の黒色領域は島状マルテンサイトに相当すると考えられる。**Fig. 3-2** では赤色で表示されるオーステナイト相は認められなかった。本材料の島状マルテンサイトはいわゆる Martensite/austenite constituents, MA) ではなく、単にマルテンサイトからなる硬質第 2 相であるといえる。

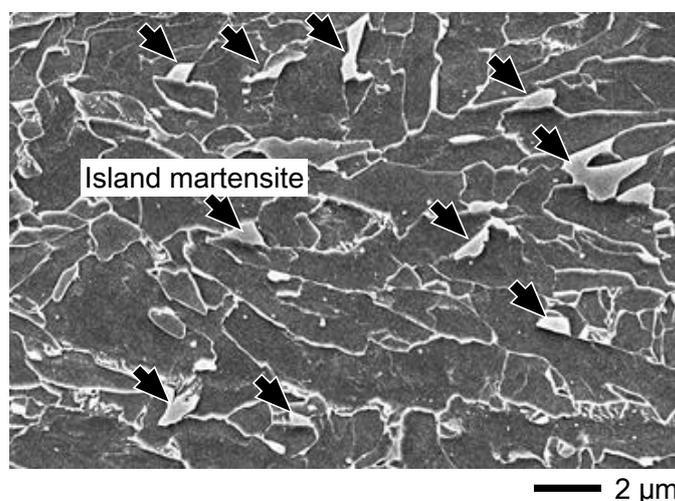


Fig. 3-1. Typical microstructure of as-hot-rolled dual phase steel. Black arrows indicate island martensite.

¹「上部ベイナイト」や「アシキュラーフェライト」とも呼称されるミクロ組織形態であるが、本研究ではラインパイプ用鋼板でよく用いられる呼称[23-26]に合わせて「ベイニティックフェライト」という呼称を採用する。

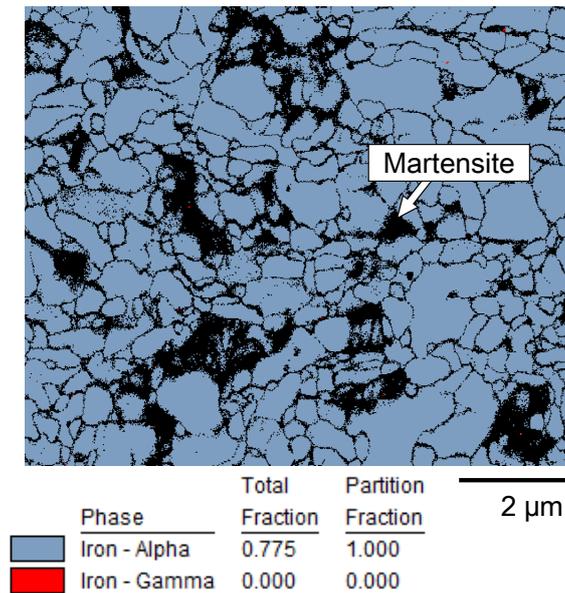


Fig. 3-2. Phase discrimination analysis result obtained by EBSD technique. Black areas represent island martensite.

Fig. 3-3 に島状マルテンサイト分率 (V_M) による降伏比の変化を示す。降伏比は島状マルテンサイト分率の増加にともなって減少した。このような傾向は、ポリゴナルフェライト-マルテンサイト複相組織からなる従来の自動車用 DP 鋼板においても報告されている [27]。マトリックスが異なる場合においても、硬質な島状マルテンサイトをマイクロ組織中に分散させることは降伏比低減に効果的な手法であることが確認された。

溶接熱影響部 (Heat affected zone, HAZ) の島状マルテンサイト (MA も含む) に関する過去の研究 [28, 29] では、炭素当量 $CE (= C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15)$ が MA 生成量を制御する因子と報告されている。今回研究対象とした複相組織熱延鋼板においても同様の整理が可能と考え、島状マルテンサイト分率 (V_M) を炭素当量 (CE) で整理した。その結果を Fig. 3-4 に示す。巻取温度は 525 ± 25 °C である。炭素当量が大きくなると島状マルテンサイト分率は増加する傾向にあるが、必ずしも CE の増加によって V_M が増加するとは限らないことがわかる。複相組織熱延鋼板においては、溶接 HAZ の知見とは異なり、炭素当量が島状マルテンサイトの制御因子とならないことがわかった。

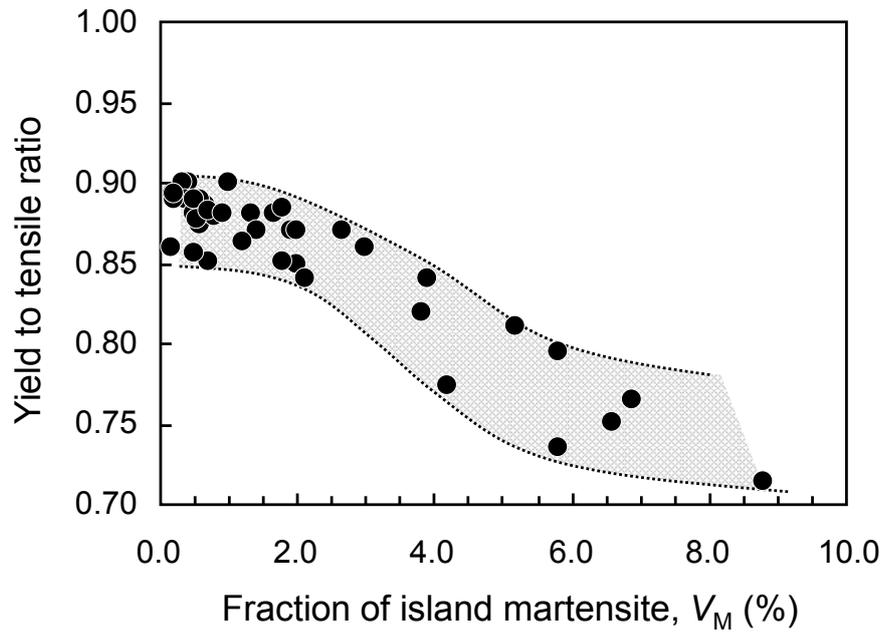


Fig. 3-3. Variation of yield to tensile ratio with fraction of island martensite (V_M)

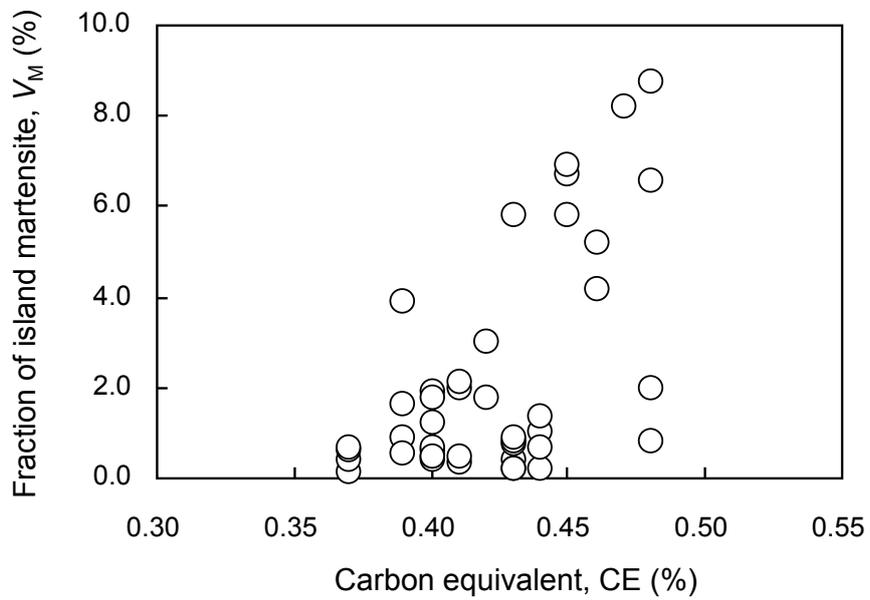


Figure 3-4. Relation between fraction of island martensite and carbon equivalent.

Fig. 3-5 に Mn、Ni および Mo の添加量が異なる鋼板の SEM 像を示す。Mn と Ni はオーステナイト安定化を通じて鋼の焼入れ性を向上させ、C との親和性が高い Mo はフェライト変態を遅延させることで鋼の焼入れ性を向上させる元素である。Fig. 3-5 に示すように、Mn、Ni および Mo の増加によって島状マルテンサイト分率は増加した。

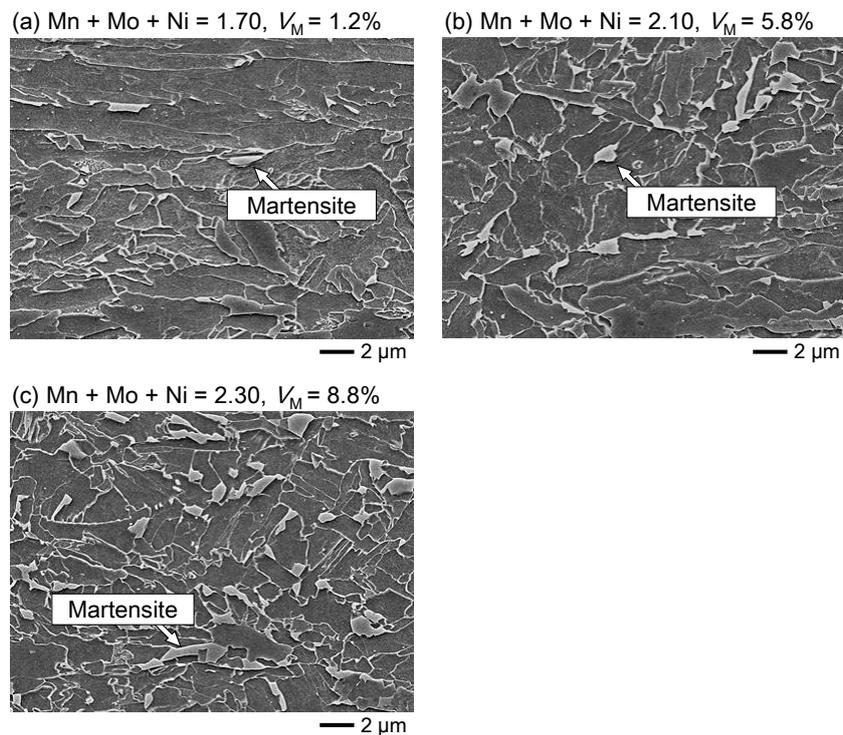


Fig. 3-5. Scanning electron micrographs of steels with different additions of Mn, Mo, and Ni.

Table 3-2. Effect of alloying elements on volume fraction of island martensite (per 1 % addition)

Element	Coefficient	Standard error	t^2	P
Mn	9.5	1.7	5.7	0.00
Ni	0.9	0.6	1.5	0.14
Mo	12.3	1.8	6.7	0.00

それぞれの合金元素が独立して島状マルテンサイト分率に影響すると仮定して、Mn、Ni および Mo の添加量を説明変数、島状マルテンサイト分率を目的変数として重回帰分析を行ない、島状マルテンサイト分率に対する効果を定量的に見積もった。重回帰分析の結果を **Table 3-2** に示す。添加量 1 %あたりの各元素の寄与を比較すると、Mo が 12.3 でもっとも大きく、次いで Mn が 9.5 であり、Ni は 0.9 であった。Ni は Mo と Mn に比べて島状マルテンサイト形成にほとんど影響がないことがわかった。Mn を基準に考えると Mo 添加の効果は 1.3 倍、Ni の効果は 0.1 倍である。炭素当量 CE ($= C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$) の係数で比較すると、Mo は Mn の 1.2 倍、Ni は Mn の 0.4 倍であり、炭素当量では Ni の効果を過大に見積もることがわかった。

Grange ら **[30]** による 0.2 %C-Mn 鋼の焼入れ性と合金元素に関する研究では、Mo の効果は Mn の 1.4 倍、Ni の効果は 0.2 倍と報告されており、本研究の結果は Grange らと近い結果となった。Grange ら **[30]** は C、Si の影響も明らかにしており、C は Mn の 1.25 倍、Si は Mn の 0.7 倍の焼入れ効果を有する。本研究では C と Si の添加量をほとんど変化させなかったため、重回帰分析では相関がない制御因子として判定されたが、本来は Mn や Mo と同様に島状マルテンサイト分率に影響する元素と考えられる。

3.3.2. 低降伏比鋼のシャルピー靱性に及ぼすマイクロ組織の影響

島状マルテンサイト分率が 10 %未満のサンプルについて、島状マルテンサイト分率が低温靱性に及ぼす影響を調べた。**Fig. 3-6** にシャルピーDBTT とマルテンサイト分率 (V_M) の関係を示す。すべてのサンプルにおいて、島状マルテンサイトの平均直径は 2 μm 以下であった。**Fig. 3-6** では DBTT と島状マルテンサイトの間に明瞭な相関は認められず、島状マルテンサイト分率が 10 %未満の範囲では低温靱性への影響は明確でなかった。

本研究のすべての供試材でシャルピーDBTT は $-40\text{ }^\circ\text{C}$ 以下であり、自動車用 DP 鋼板の DBTT 約 $+60\text{ }^\circ\text{C}$ **[12]** と比べて大きく優れている。これはベイニティックフェライト-島状マルテンサイト複相組織のマトリックスと島状マルテンサイトが、DP 鋼のマトリックスと第 2 相マルテンサイトと比べて、ともに微細であるためと考えられる。

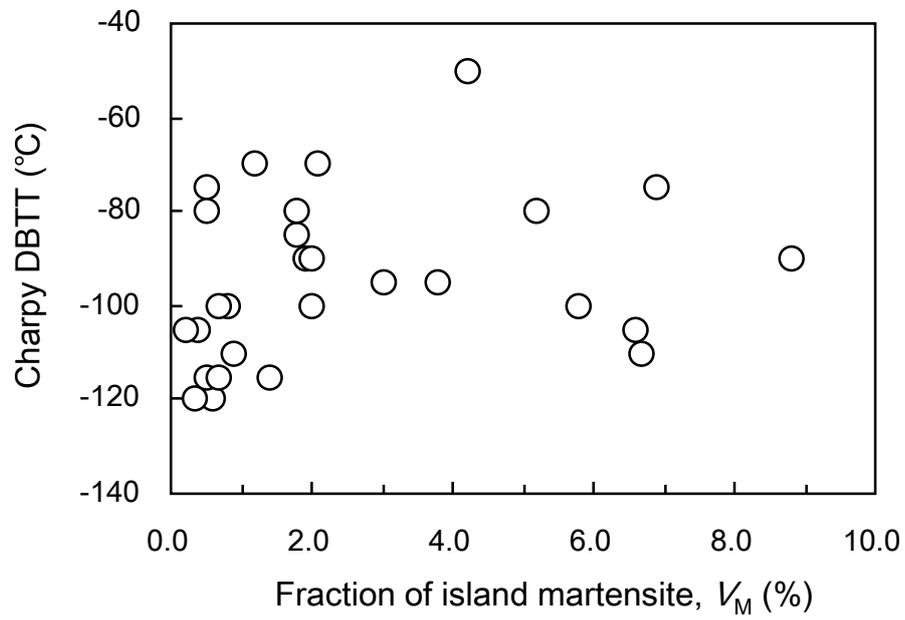


Fig. 3-6. Relation between Charpy DBTT and fraction of island martensite.

3.4. 考察

3.4.1. 高変形能電縫鋼管素材の製造条件適正化

熱延鋼板で島状マルテンサイトが生成する過程は、**Fig. 3-7** に示すプロセスで考える。冷却停止後の巻取工程でベイニティックフェライト変態が C 排出をともなって進行し、周囲の未変態オーステナイトに C が濃化する。そして巻取後の徐冷において、C が濃化した未変態オーステナイトのマルテンサイト変態温度 (M_s 点) を下回ると島状マルテンサイトが生成する。このように複相組織を得るためには、加速冷却をベイニティックフェライト変態終了温度より高温で停止して、巻取前の段階では未変態オーステナイトを残存させる必要がある。したがって巻取温度もまた島状マルテンサイト分率をコントロールする上で重要な因子となる。

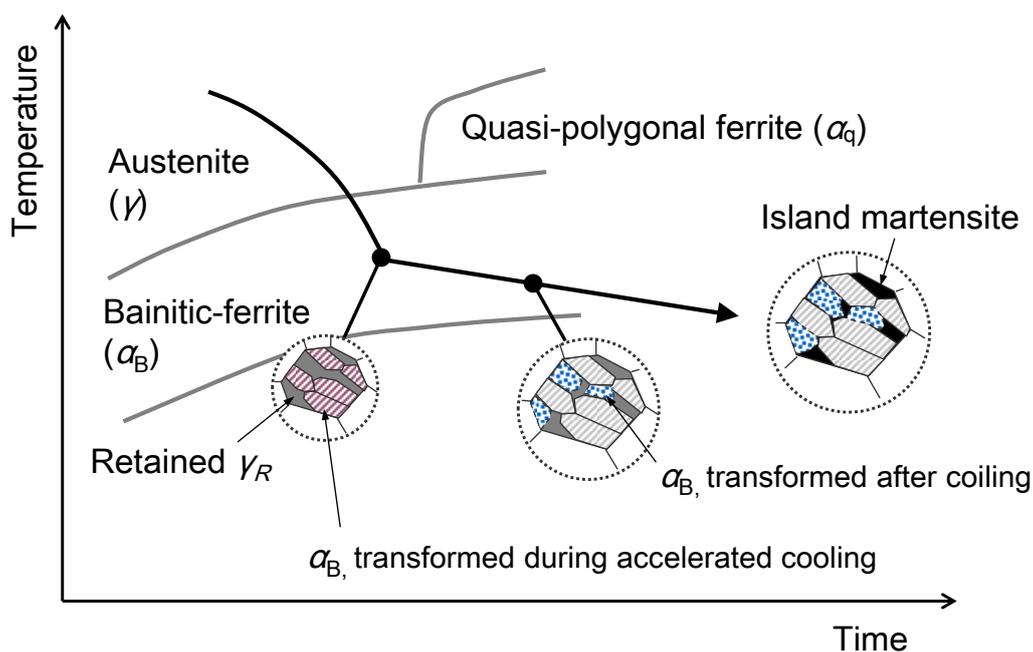


Fig. 3-7. Formation mechanism of island martensite in as-hot-rolled steels.

巻取温度が島状マルテンサイト分率に及ぼす影響を熱間加工試験機（富士電波サーメックマスタ FZT-103A）を用いて調べた。熱間加工試験の温度条件を Fig. 3-8 に示す。熱間加工試験の温度条件は熱延工程を模擬したものである。1200 °C で 300 s 加熱したサンプルを熱間で圧縮加工して圧延に相当するひずみを導入し、次いで 10 °C/s の冷却速度で 400 °C~650 °C の冷却停止温度まで加速冷却した。次に冷却停止温度と同じ温度で所定時間保持した後、冷却速度 0.5 °C/s で 200 °C まで冷却し変態を完了させ、N₂ ガスで室温まで急冷した。

各温度の保持時間は、等温変態が完了するまでの時間をあらかじめ調べて決定した。たとえば、保持温度 400 °C では保持時間は 180 s であり、650 °C では 4,200 s であった。この実験では、0.05 %C-1.6 %Mn をベースに Mo 添加量を変化させた 3 鋼種、すなわち Mo 含有なしの鋼 A、0.15 %Mo 添加の鋼 B、0.25 %Mo 添加の鋼 C について、もっとも島状マルテンサイト分率が大きくなる保持温度（島状マルテンサイト分率最大化温度、 T_{VMAX} ）を調べた。

鋼 A~C の島状マルテンサイト分率最大化温度を Fig. 3-9 に示す。島状マルテンサイト分率最大化温度は Mo 添加量が増えると低下し、Mo を 0.25 % 添加した鋼 C の島状マルテンサイト分率最大化温度は、Mo 添加なしの鋼 A と比べて 30 °C 低かった。

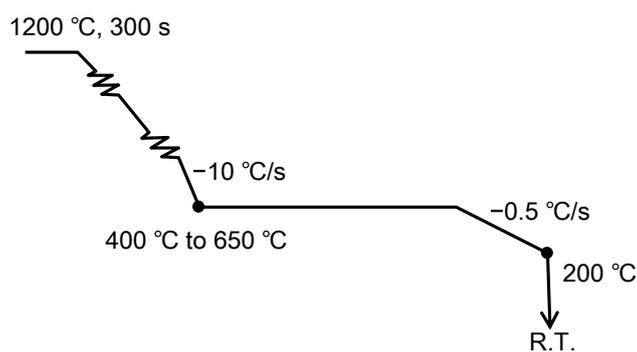


Fig. 3-8. Simulated hot-rolling thermal history

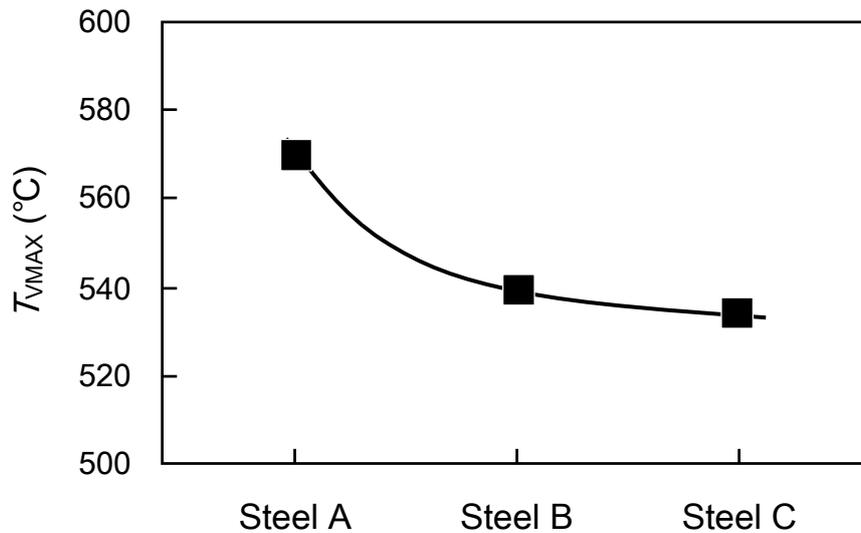


Fig. 3-9. Holding temperature at which maximum V_M can be obtained (T_{VMAX})

鋼 A と鋼 C の連続冷却変態（Continuous cooling transformation, CCT）線図を **Fig. 3-10** に示す。CCT 線図は第 2 章 2.3.2 項に記載したのと同じ方法により作成した。**Fig. 3-10** に示すように、冷却速度 $10\text{ }^\circ\text{C/s}$ における鋼 C のベイニティックフェライト (α_B^0) 変態開始温度は鋼 A と比べて約 $20\text{ }^\circ\text{C}$ 低い。この鋼 A と鋼 C の α_B^0 変態開始温度の差は、鋼 A と鋼 C の島状マルテンサイト分率最大化温度の差 ($30\text{ }^\circ\text{C}$) と極めて近い。さらに島状マルテンサイト分率最大化温度と α_B^0 変態率の関係を CCT 線図から読み取ると、鋼 A と鋼 C の島状マルテンサイト分率最大化温度は、いずれもベイニティックフェライト変態が約 50%完了する温度（以下、 $\alpha_B^0 50\%$ 変態温度）に対応することがわかった。 $\alpha_B^0 50\%$ 変態温度は、未変態オーステナイトも 50%残存する温度である。

$\alpha_B^0 50\%$ 変態温度で冷却を停止・保持すると島状マルテンサイト分率が最大化する理由は、この温度が、巻取工程後の徐冷で島状マルテンサイトとなり得る未変態オーステナイトの量と、島状マルテンサイトとなるために必要な C 濃化量がバランスする温度であるためと推察される。すなわち、巻取温度が $\alpha_B^0 50\%$ 変態温度よりも高い場合、未変態オーステナイト分率に対するベイニティックフェライト分率が小さいので、未変態オーステナイトへの C 濃化が不十分となる。その結果、 $\alpha_B^0 50\%$ 変態温度よりも高い場合は、未変態オーステナイトはベイナイトま

たはパーライトに変態することが多くなり島状マルテンサイト分率が低下する。巻取温度が α_B 50 %変態温度より低い場合は、未変態オーステナイト分率自体が少なくなるため、島状マルテンサイト分率が低下するものと考えられる。

Fig. 3-11 に鋼 C で観察された第 2 相形態を示す。巻取温度が 540 °C 以下では第 2 相として微細島状マルテンサイトが観察される。巻取温度が α_B 変態開始温度を超える 600 °C では第 2 相にベイナイトが混在するようになる。さらに高い 650 °C ではマイクロ組織は顕著に粗大化するとともに、すべての第 2 相がベイナイトとなった。

第 2 相分率が同じであれば、複相組織鋼の降伏比はマトリックスの硬さと第 2 相の硬さの差に依存して変化し、硬さの差が大きいほど降伏比が低下する [31]。650 °C という高い巻取温度では、第 2 相がマルテンサイトからベイナイトに変化することでマトリックスと第 2 相の硬さの差が減少するため、このようなマイクロ組織では鋼板の降伏比は上昇すると推定される。

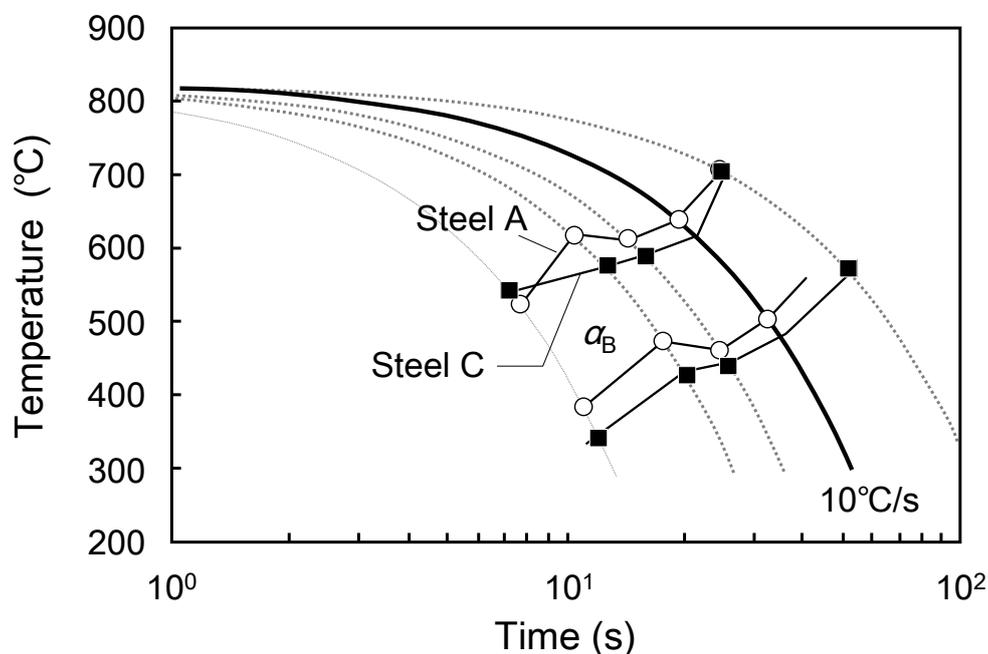


Fig. 3-10. CCT diagrams of steel A (Mo-free) and steel C (0.25%Mo)

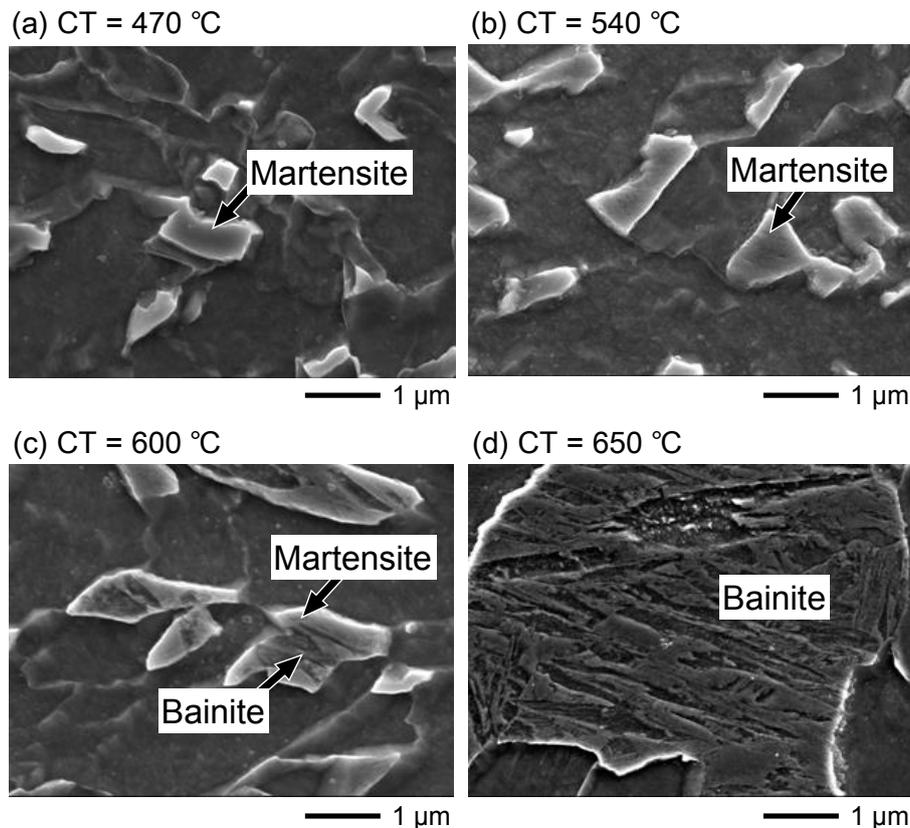


Fig. 3-11. Variation of morphology of secondary phase in steel C (0.25 %) at holding temperatures of (a) 470 °C, (b) 540 °C, (c) 600 °C, and (d) 650 °C

3.4.2. 島状マルテンサイトサイズと靱性の関係

ここでは島状マルテンサイトサイズと低温靱性の関係を明らかにする。**Fig. 3-12**に島状マルテンサイトサイズが異なるマイクロ組織の例を示す。島状マルテンサイトサイズは、未再結晶温度域やフェライト-オーステナイト2相域での圧下率を変えることで変化させることができる[32-34]。**Fig. 3-12**の島状マルテンサイト分率は両者ともに7%前後、降伏比は両者とともに0.76前後である。一方でシャルピーDBTTは両者で異なっており、粗大な島状マルテンサイトを含むマイクロ組織(**Fig. 3-12(a)**)では-40 °C、微細な島状マルテンサイトを含むマイクロ組織(**Fig. 3-12(b)**)では-90 °Cであった。島状マルテンサイトの微細化によりDBTTは50 °C低温化した。**Fig. 3-12(a)**のマイクロ組織と**Fig. 3-12(b)**のマイクロ組織で、マトリックスの平均粒径はそれぞれ2.7 μmと2.1 μmであり、島状マルテンサイトの平均直

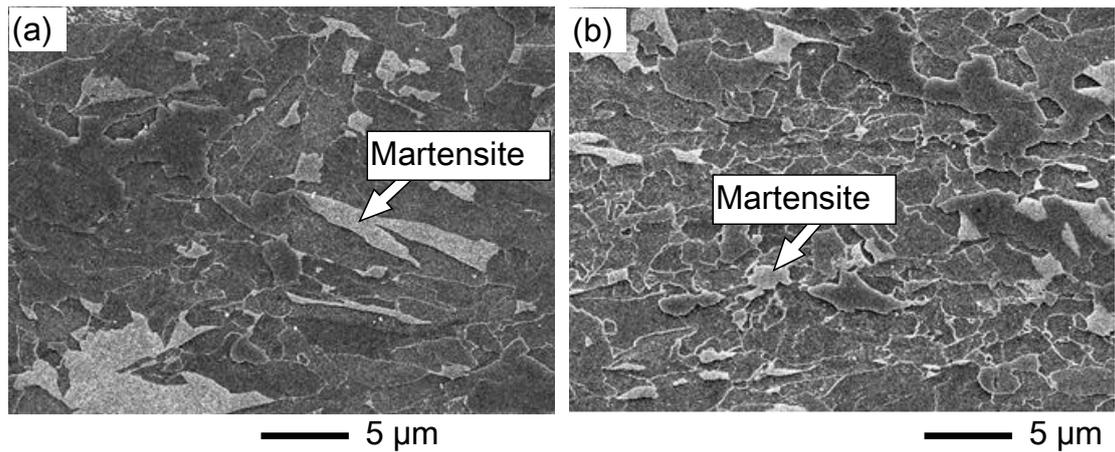
径はそれぞれ 1.9 μm と 1.6 μm である。そして島状マルテンサイトの最大直径はそれぞれ 12 μm と 4.2 μm である。両者のマイクロ組織でもっとも大きく異なるのは、島状マルテンサイトの最大直径である。

Fig. 3-6 のシャルピーDBTT の結果を島状マルテンサイト最大直径が 5 μm 以下の点と 5 μm 超えの点に分けてプロットした結果を Fig. 3-13 に示す。島状マルテンサイト最大直径によってシャルピーDBTT は高温側と低温側に層別され、最大直径が 5 μm 以下であれば、10 % 近くの島状マルテンサイトを含んでも $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下のシャルピーDBTT が得られ、優れた低温靱性を示すことが明らかとなった。

厚鋼板の溶接熱影響部 (Heat affected zone, HAZ) では、1980 年代より島状マルテンサイト (溶接 HAZ の研究では一般に Martensite-Austenite constituent, MA と呼ばれる) と溶接 HAZ 靱性の関係がよく調べられており、島状マルテンサイトの大きさが顕著に影響することが知られている [35-39]。島状マルテンサイトは脆性破壊の発生 [35-37] と伝播 [38] のともに影響を及ぼす。Nakao ら [37] は島状マルテンサイトが変態するときに周囲のマトリックスに引張の内部応力を発生させて脆性破壊の発生を容易にさせるとしている。Nakanishi ら [38] は島状マルテンサイトとマトリックスの境界における界面エネルギーの低下が脆性き裂伝播を助長している。Chen ら [35] と Haze ら [36] は、割れは島状マルテンサイトとマトリックス境界を伝播しやすいという観察結果を報告している。Okada ら [39] は塑性変形時に島状マルテンサイト界面に隣接する軟質マトリックスに塑性ひずみの集中が生じることを有限要素解析によって示し、このひずみ集中領域が脆性破壊の初期き裂 (マイクロボイド) の発生サイトとなり脆性破壊発生応力を低下させるとした。島状マルテンサイトとマトリックス間のひずみ集中は Ishikawa [9] らによって実験的にも確認されている。

Okada ら [39] は自身の結果と先行論文を参考に、島状マルテンサイトの粗大化が低温靱性に及ぼす影響について、発生と伝播の観点から以下のように考察している：島状マルテンサイトが粗大化するとマトリックスのひずみ集中領域が大きくなり、島状マルテンサイト/マトリックス界面に導入される初期き裂としてのマイクロボイドサイズが大きくなるため、破壊発生応力が低下して脆性破壊が発生しやすくなる。さらに島状マルテンサイトが粗大化すると島状マルテンサイト/マトリックス界面の長さが大きくなり、き裂伝播が促進される。

以上の結果より、ベイニティックフェライト-島状マルテンサイト複相組織鋼板の島状マルテンサイトの最大直径を微細に制御すれば、低温靱性と低降伏比を兼備させることができることが明らかとなった。



	Microstructure (a)	Microstructure (b)
Yield to tensile ratio	0.75	0.77
Charpy DBTT (°C)	-40	-90
d_M (μm)	1.9	1.6
D_M (μm)	12	4.2
V_M (%)	7.2	7.0

Fig. 3-12. Comparison of microstructures containing different sizes of island martensite. d_M ; mean diameter of island martensite, D_M ; maximum diameter of island martensite.

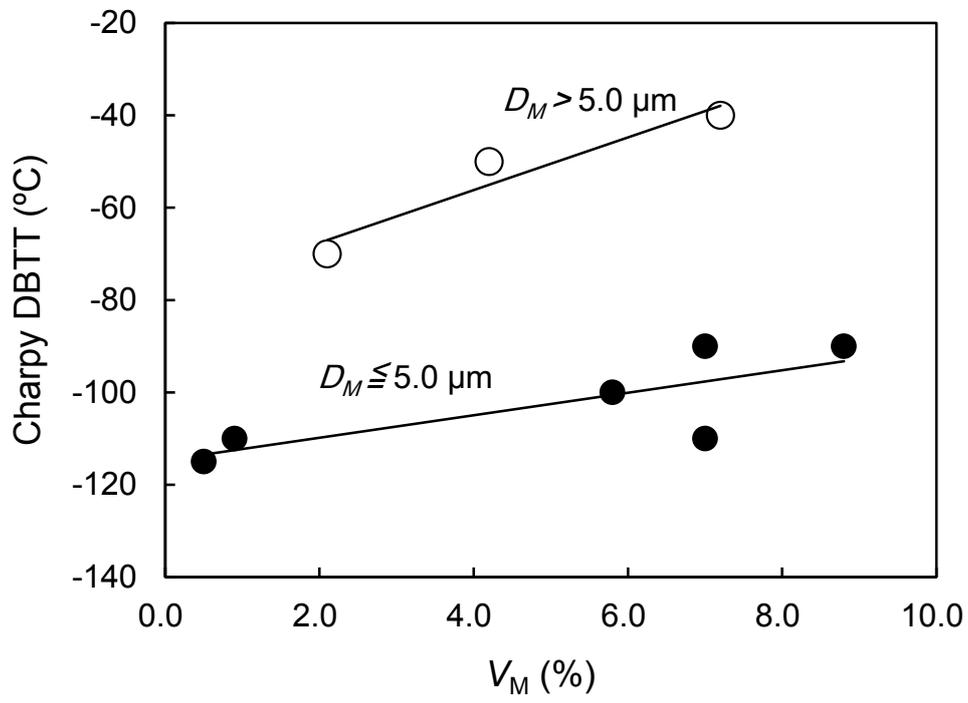


Fig. 3-13. Classification of Charpy DBTT by maximum size of martensite

3.5. 小括

1. 低炭素鋼に焼入れ性向上元素を最適なバランスで添加することで、ベイニティックフェライト-島状マルテンサイト複相組織熱延鋼板を熱延工程ままで得ることができる。そして島状マルテンサイトの量を増加させることにより熱延鋼板の降伏比を低下させることができる。
2. 焼入れ性向上元素である Mo、Mn、および Ni について、島状マルテンサイト量に及ぼす影響を定量化した結果、Mo は 1 % 添加あたり島状マルテンサイト分率を 12.3 %ポイント増加させ、Mn は 9.5 %ポイント増加させるが、Ni は 0.9 %ポイントしか増加させない。したがってベイニティックフェライト-島状マルテンサイト複相組織熱延鋼板を得るためには Mo や Mn を活用することが効果的である。
3. ベイニティックフェライト-島状マルテンサイト複相組織熱延鋼板を得るためには、巻取温度の適切な管理もまた重要である。連続冷却変態線図から見積もったベイニティックフェライト変態率が 50 %となる巻取温度で島状マルテンサイト量は最大化する。
4. 本研究で用いられたベイニティックフェライト-島状マルテンサイト複相組織熱延鋼板のシャルピー延性脆性遷移温度は、大半が -80°C 以下、高くても -40°C であり、自動車用に開発されたポリゴナルフェライトを主相とする DP 鋼と比べて低温靱性に優れている。
5. 制御圧延技術を用いて島状マルテンサイトを、特にその最大サイズを微細化することで、降伏比を低減するのに必要な量 (5 %以上) 含有させてもシャルピー延性脆性遷移温度を -80°C 以下とすることができ、ラインパイプの耐破壊信頼性向上に寄与する高変形能と低温靱性の両立が可能である。

第 3 章の参考文献

- [1] I. A. Yakubtsov, P. Poruks, and J. D. Boyd, 2008: *Mater. Sci. Eng.*, A480, p. 109.
- [2] K. Al-Hajeri, W. Al-Shalfan, and S. Al-Shammary, 2008: *Proceedings of Materials Science & Technology (MS&T) 2008 Conference*, Oct 5-9, Pittsburgh, Pennsylvania, p. 1603.
- [3] M. Liebeherr, D. Ruiz Romera, and B. Soenen, 2008: *Proceedings of the 7th International Pipeline Conference*, Sep. 29-Oct. 3, Calgary, Alberta, Canada, p. 197.
- [4] M. Okatsu, T. Shinmiya, N. Ishikawa, and S. Endo, 2005: *Proceedings of the 24th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, Vol. 3, June 12–17, Halkidiki, Greece, p. 63.
- [5] N. Suzuki, S. Igi, and K. Masamura, 2008: *JFE Technical Report*, No. 12, Oct., p. 1.
- [6] G. V. Vourt, 1984: “*Practical Applications Quantitative Metallography*”, ASTM 839, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 85.
- [7] H. Minami, K. Nakayama, T. Morikawa, and K. Higashida, 2011: *Tetsu-to- Hagané*, 97, p. 493.
- [8] Y. Tomota, S. Morooka, K. Ikeda, M. Ojima, S. Harjo, and Y. Adachi, 2009: *Proceedings of the 2nd International Symposium on Steel Science (ISSS 2009)*, Oct. 21-24, Kyoto, Japan., p. 27.
- [9] N. Ishikawa, K. Yasuda, H. Sueyoshi, S. Endo, H. Ikeda, T. Morioka, and K. Higashida, 2015: *Acta Mater.*, 97, p. 257.
- [10] S. C. Hong and K. S. Lee, 2002: *Mater. Sci. Eng.*, A323, p. 148.
- [11] A. S. Prodder, D. Bhattacharjee, R.K. Ray, *ISIJ International*, 47, p. 1058.
- [12] M. Calcagnotto, D. Ponge, and D. Raabe, 2010: *Mater. Sci. Eng.*, A527, p. 7832.
- [13] D. Das and P. P. Chattopadhyay, 2009: *J Mater. Sci.*, 44, p. 2957.
- [14] M. Sarwar and R. Priesner, 1996: *J Mater. Sci.*, 31, p. 2091.
- [15] S.K. Ghosh, N. Bhowmik, A. Haldar, and P.P. Chattopadhyay, 2010, *Mater. Sci. Eng.*, A527, p. 1082.
- [16] K. Junhua, Z. Lin, G. Bin, and L. Pinghe, 2004: *Mater. Des.* 25, p. 723.
- [17] Q. Sha, D. Li, G. H. Huang, and J. Guan, 2013: *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 20, p. 714.
- [18] Q. Sha and D. Li, 2013: *Mater. Sci. Eng.*, A585, p. 214.
- [19] R. Li, X. Zuo, Y. Hu, Z. Wang, and D. Hu, 2011: *Mater. Charact.*, 62, p. 801.
- [20] I. Tamura, H. Sekine, T. Tanaka, and C. Ouchi, 1988: *Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels*, Butterworth, London, p. 80.
- [21] A. Bakkaloglu, 2002: *Mater. Lett.*, 56, p. 263.
- [22] S. Y. Han, S. Y. Shin, S. Lee, N. J. Kim, J. Bae, and K. Kim, 2010: *Metall. Mater. Trans.*, 41A, p. 329.
- [23] J. Shimamura, N. Ishikawa, S. Endo, H. Fukuda, R. Muraoka, and K. Nishimura, 2013: *Proceedings of 2013 International Ocean and Polar Engineering Conference*, Jun. 30–Jul. 5, Anchorage, Alaska, USA, vol. 4, p. 37.
- [24] M. Liebeherr, N. Bernier, D. Lèbre, N. Ilić, and D. Quidort, 2010: *Proceedings of the 8th International Pipeline Conference*, Sep. 27- Oct. 1, Calgary, Alberta, Canada, p. 435.
- [25] Gräf, J. Schröder, V. Schwinn, K. Hulka, 2002: Proceeding of symposium “*International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments*”, Nov. 8-9, Yokohama, Japan, p. 49.
- [26] G. Krauss and S. W. Thonpson, 1995: *ISIJ International*, 35, p. 937.
- [27] S.Hashimoto, K. Mimura, T. Hosoda, and M. Sudo, 1986: *Tetsu-to-Hagané*, 726, p. 1736.

- [28] F. Matsuda, K. Ikeuchi, Y. Fukada, Y. Horii, H. Okada, T. Shiwaku, C. Shiga, and S. Suzuki, 1995: *Trans. JWRI*, 24, No. 1, p. 1.
- [29] K. Ichimiya, H. Sumi, and T. Hirai, 2008: *JFE Technical Report*, No. 11, Jun., p. 7.
- [30] R.A. Grange, 1973: *Met. Trans.*, 4, p. 2231.
- [31] Y. Takada, Y. Hosoya, and N. Nakaoka, 1982: *Proceeding of symposium "Metallurgy of continuous-annealed sheet steel"* sponsored by the Heat Treatment Committee and the Ferrous Metallurgy Committee of the Metallurgical Society of AIME, Feb. 15-16, Dallas, Texas, p. 251
- [32] D. H. Seo, J. Y. Yoo, W. H. Song, and K. B. Kang, 2008: *Proceedings of the 7th International Pipeline Conference*, Sep. 29- Oct. 3, Calgary, Alberta, Canada, p. 585.
- [33] E. Ahmad, T. Manzoor, N. Hussain, and N. K. Qazi, 2008: *Mater. Des.*, 29, p. 450.
- [34] M. Calcagnotto, D. Ponge, Y. Adachi, and D. Raabe, 2009: *Proceedings of the 2nd International Symposium on Steel Science (ISSS 2009)*, Oct. 21-24, Kyoto, Japan, p. 195.
- [35] J.H. Chen, Y. Kikuta, T. Araki, M. Yoneda, and Y. Matsuda, 1984: *Acta Metall.*, 32, p. 1779.
- [36] Z. Haze and S. Aiharara, 1988: *Proceedings of the 7th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, Feb. 7-12, Houston, Texas, U.S., p. 512.
- [37] Y. Nakao, H. Oshige, S. Noi, and Y. Nishi, 1985: *J Jpn. Weld. Soc.*, 3, p. 773.
- [38] M. Nakanishi, Y. Komizo, and Y. Fukada, 1986: *J Jpn. Weld. Soc.*, 4, p. 447.
- [39] H. Okada, K. Ikeuchi, F. Matsuda, and I. Hrivnak, 1995: *J Jpn. Weld. Soc.*, 13, p. 99.

第4章 電縫溶接部の信頼性向上指針

4.1. 緒言

第2章と第3章では母材部の高靱性化と低降伏比化により電縫鋼管母材部の破壊に対する信頼性を向上させる研究結果を示した。本章では、電縫溶接部の破壊に対する信頼性向上指針について述べる。Pipeline & Gas Journal(2013年10月号)記事[1]によれば、Pipeline and Hazardous Materials Safety Administration (PHMSA)に“パイプラインの破裂事故は、初期の鋼管製造プロセスであった電縫溶接鋼管に原因がある。1970年以降の比較的新しいパイプラインには電縫溶接鋼管は用いられていない”と記載されていると記されている。このように、エネルギー業界では電気抵抗溶接で製造された電縫鋼管は技術の進展がない「昔ながらの鋼管製造プロセス」であり、一般に低品位でパイプライン破裂を起こすとなるという認識がオイルメジャーを中心に広まっていることが伺える。エネルギー業界の常識を変え、使用環境が年々厳しくなっている天然ガス開発用鋼管への電縫鋼管適用を図っていく上では電縫溶接部の耐破壊信頼性の向上が不可欠である。加えて、ユーザーが安心して適用するためには、信頼性向上技術に理論的な裏付けがなされていることが重要である。

本章では、電縫溶接部の冶金的因子、特に電縫溶接時に溶接部に残留し得る酸化物系介在物（ペネトレータ）がシャルピー延性脆性遷移温度に及ぼす影響を数値解析により評価した。次いでペネトレータを制御する技術を開発し、その技術を利用して製造した電縫鋼管の低温環境使用下での破壊特性を実管を用いて評価した。

シャルピー衝撃試験による延性脆性遷移温度の評価は試験方法の簡便さゆえにもっとも広く用いられる低温靱性評価指標である。一方でシャルピー衝撃試験は弾塑性変形、延性破壊および脆性破壊現象が複雑に組み合わさった現象であり、シャルピー延性脆性遷移挙動と冶金的因子の関係は完全に理解されているとは言えない。

1981年に Tvergaard[2]は弾塑性体内に円柱状ボイドを二重周期に配列させたモデルで、延性材料における微小ボイドの破壊への影響を調べている。感圧性

(Pressure sensitive) を有するダイラント多孔質体の連続体モデルに基づく解析によって、ボイドがせん断分岐開始に対して強い影響を有することが定量的に示された。Tvergaard[3]はまた、Gurson ら[4]によって提案されたボイドを含む材料の構成方程式と軸対称数値解析モデルを使用して、多孔質延性体の巨視的変形破壊特性を解析した。これら二つのアプローチを使用して得られた多くの多孔質延性体モデルの破壊予測は実験結果と比較して合理的な結果を与えている。Nakamoto ら[5]は、ボイド体積率をディンプル破壊のクライテリアとして用いた多孔質金属モデルを用いて SM490A 鋼の破壊靱性に対する材料不均一性の影響を見積もった。加えて、彼らは、相当塑性ひずみ、応力三軸度および主応力の破壊限界値をへき開破壊のクライテリアとしてモデルに取り入れることで実験結果と解析結果が良く一致することを示した。

Yan ら[6]は介在物の靱性に対する役割を理解するため、マイクロアロイ添加低炭素鋼の衝撃破壊の素過程を調べた。へき開破壊開始過程を、室温と低温におけるノッチ先端近傍の応力分布と応力発達に着目して解析した結果、介在物の大きさと密度が破壊挙動に影響することを提案した。Bose Filho ら[7]は疲労予き裂を導入したき裂開口変位 (Crack tip opening displacement: CTOD) 試験片を用いて、低合金高強度溶接金属の破壊靱性値と局所破壊条件について検討した。そして、CTOD 試験片のき裂発生位置に存在する介在物の大きさを円形の先在き裂とみなすことで、Griffith 条件[8]から破壊応力を推定した。Bose Filho らはまた、シングルノッチ試験片の曲げ試験片を用いた実験を行ない、介在物サイズを小さくすることで局所へき開応力が増加すること、すなわち高靱性化することを示した。

2009 年に Lincourt と Krishnadev によって介在物から生じる微小き裂の応力拡大係数を解析する有限要素解析モデルが開発された[9]。このモデルは介在物形状をもとに破壊靱性を予測するモデルであり、実際の衝撃試験によって得られた破壊靱性の実験値を使って較正されている。2012 年には Huh ら[10]によって、異なる温における中間ひずみ速度での経験的加工硬化式が、Khan-Huang-Liang モデルの修正型として提案された。

最近では、コンピュータ解析処理能力の著しい改善と共にシャルピー延性脆性遷移挙動の数値解析的研究が報告されるようになった。上記の理論的および実験的研究に基づいて、Tanguy ら[11]は延性脆性遷移温度付近でのシャルピー吸収エ

エネルギーを数値解析により計算することを試みた。Tanguy の計算では、切欠き底部で最初に延性破壊が発生し、発生した延性き裂が脆性破壊き裂に移行するものと仮定している。Nakamoto ら [12] は静的な三点曲げ試験により求めた破壊靱性値の温度依存性について、非金属介在物の影響を考慮したモデルで解析を行なっている。

本研究では上記の延性破壊モデルを応用して、API X65～X80 級鋼の電縫溶接部に存在する非金属介在物の 2 mm V 切欠きシャルピー延性脆性遷移温度への影響を評価した。次いで、数値解析による推定にもとづいて電縫溶接部の非金属介在物形態を制御する電縫溶接技術の開発を行ない、合わせて電縫溶接部のマイクロ組織制御についても検討を行ない、低温環境の靱性要求を満足する電縫溶接部を有する電縫鋼管を製造してその実管破壊特性を評価した。

4.2. シャルピー衝撃試験におけるき裂発生解析

4.2.1. 解析条件

シャルピー試験解析に用いた有限要素メッシュを **Fig. 4-1** に示す。メッシュは Abaqus/CAE で自動的に作成した。試験片サイズは実際のフルサイズ試験片と同様に 10 mm × 10 mm × 55 mm、ノッチの深さは 2 mm、ノッチ角度は 45°、ノッチ先端曲率半径は 0.25 mm とした。アンビル間隔は 40 mm、ハンマー形状は先端半径が 2 mm の JIS B 7722 タイプとした。対称性を考えて試験片の半分のみの 2 次元平面ひずみモデルとした。非金属介在物は 4 メッシュ層で構成した。解析コードは Abaqus/Standard を使用した。材料モデルは多孔質金属モデルを用いた。

解析対象は、降伏応力 562 MPa、引張応力 644 MPa、破断伸び 28 % および一様伸び 14 % を有する材料とした。Young 率は 211 GPa、Poisson 比は 0.3 とした。弾性域の応力ひずみ関係は **Eq. 4-1** で、降伏後の応力ひずみ関係は Ludwik 型加工硬化則 **[13]** (**Eq. 4-2**) でそれぞれ近似した。ここで、 σ (MPa) と ε はそれぞれ真応力と真ひずみである。 e は公称ひずみである。

$$\sigma = 211,000 \times \varepsilon \quad (e \leq 0.00266) \quad (4-1)$$

$$\sigma = 1,358 \times (0.391 + \varepsilon)^{0.945} \quad (e > 0.00266) \quad (4-2)$$

シャルピー試験のハンマー打撃速度は 5 m/s の高速であることを考慮して、ひずみ速度 $10^3/s$ の変形を想定した応力ひずみ関係を用いた。試験温度の影響は、 $-196^\circ\text{C} \sim 25^\circ\text{C}$ まで変化させて引張試験を実施し、降伏応力の温度依存性を調べ、 25°C における降伏応力増加分を、**Eq. 4-2** の係数に掛け合わせて各試験温度での応力ひずみ関係とした。温度依存性は、Nakamoto ら **[12]** と Yang ら **[14]** によって報告された降伏応力の温度依存性を参考に決定した。**Fig. 4-2** に **Ref. [12]** と **[14]** から再プロットした降伏応力比 $\sigma_{t^\circ\text{C}}/\sigma_{25^\circ\text{C}}$ と温度の関係を示す。ここで、 $\sigma_{t^\circ\text{C}}$ と $\sigma_{25^\circ\text{C}}$ はそれぞれ、試験温度における降伏応力と 25°C における降伏応力である。解析では、降伏応力の増加率と流動応力の増加率は等しく、また応力の増加率はひずみ域によらず一定と仮定する。

多孔質金属モデルでは、応力三軸度の影響を考慮できる損傷発展式として修正 Gurson モデル (Gurson-Tvergaard-Needleman, GTN モデル) を用いる。GTN モデルでは、ボイドが存在する場合の多孔質金属材料の降伏関数を **Eq. 4-3** で与える。

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_{\text{ys}}}\right)^2 + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_{\text{ys}}}\right) - (1 + q_3 f^2) = 0 \quad (4-3)$$

ここで、 σ_{eq} はミーゼスの相当応力、 σ_m は静水圧応力、 σ_{ys} は降伏応力、 f はボイド体積率である。定数 q_1, q_2, q_3 は Tvergaard[15]により導入された材料定数であり、Nakamoto ら [12]の値 $q_1 = 1.2$ 、 $q_2 = 0.7$ 、 $q_3 = 1.44 (=q_1^2)$ とした。ボイド体積率 f はボイドの発生と成長で表現される。本研究では、ひずみ支配型のボイド発生式として次式を用いた。

$$\dot{f}_{\text{nucleation}} = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left\{-\frac{1}{2}\left(\frac{\varepsilon_m^{\text{p}} - \varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right\} \varepsilon_m^{\text{p}} \quad (4-4)$$

ここで、 ε_m^{p} は相当塑性ひずみ増分、 ε_N は塑性変形により生成するボイド (2次ボイド) が発生する塑性ひずみ、 S_N はボイド発生ひずみの標準偏差 (0.1) である。 f_N は ε_N で発生したボイドの体積率である。本研究では、 $\varepsilon_N = 0.3$ 、 $S_N = 0.1$ 、 $f_N = 0.04$ とした。初期ボイド体積率は 0 とした。

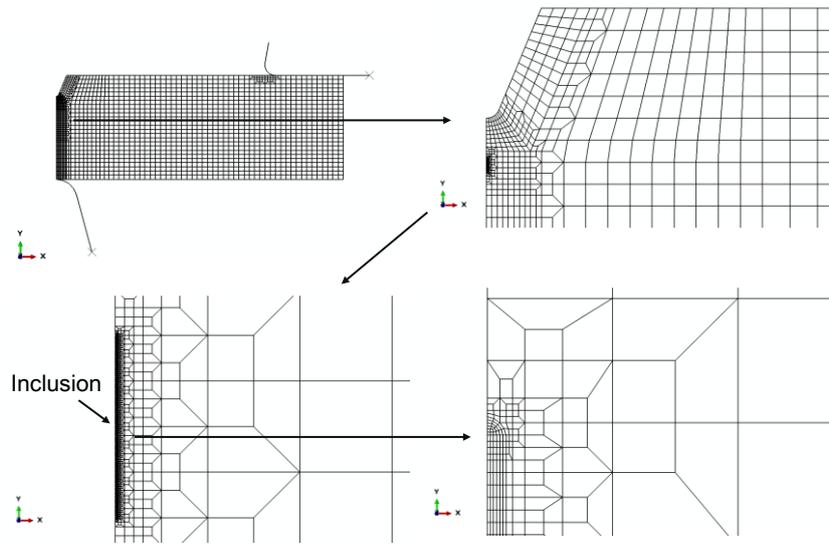


Fig. 4-1. Finite element mesh

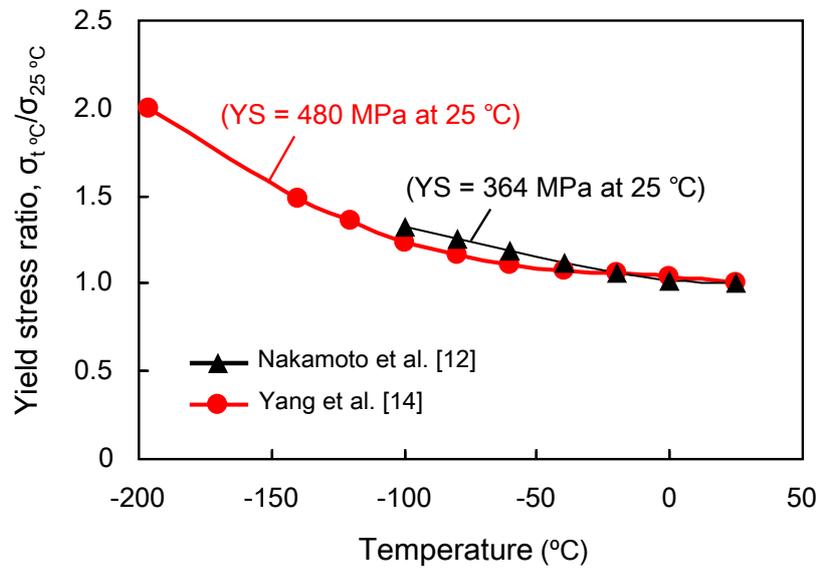


Fig. 4-2. Relation between stress ratio $\sigma_{t \text{ °C}} / \sigma_{25 \text{ °C}}$, and temperature re-plotted from Ref. [12] and [14]

非金属介在物の影響を見積もるために、長さ 200 μm 、先端半径 1 μm の非金属介在物をノッチ底の応力三軸度が最大となる位置に配置した。非金属介在物は完全弾性体と仮定し、Young 率と Poisson 比はそれぞれ、113 GPa と 0.25[16]とした。

き裂発生解析では、ストローク 5 mm までの弾塑性解析を行ない、主き裂発生ストロークを求めた。このとき任意のストロークにおける破壊発生モード、すなわち (a) マトリックスの延性ボイド連結による初期き裂発生、(b) マトリックス/介在物界面剥離による初期き裂発生、(c) 介在物破壊による初期き裂発生、(d) マトリックスでのへき開破壊発生状況を調べた。ここで、上記 (a) ~ (d) の破壊発生モードのクライテリアはそれぞれ、(a) 多孔質金属モデルにおけるボイド体積率 $f=0.2$ を超えるとマトリックスで延性き裂が発生、(b) 相当塑性ひずみ ε_p が 0.00916 を超えると介在物剥離が発生、(c) 最大面内主応力 σ_{yy} が 1,630 MPa を超えると介在物破壊が発生、(d) 相当塑性ひずみ ε_p が 0.00728 超え、かつ応力三軸度 σ_m/σ_{eq} が 2.32 超え、かつ最大面内主応力 1,700 MPa 超えをすべて満足する要素点でへき開破壊が発生するとした[12, 17]。

4.2.2. 解析結果及び考察

Fig. 4-3 にストライカー変位が 1 mm のときのノッチ近傍の応力三軸度分布を示す。応力三軸度の最大点はノッチ底から 0.75 mm の位置にあり、その値は $\sigma_m/\sigma_{eq} = 1.41$ であった。実際のシャルピー試験片においても、この応力三軸度最大点近傍がき裂発生サイトとなることを実験的に確認した。

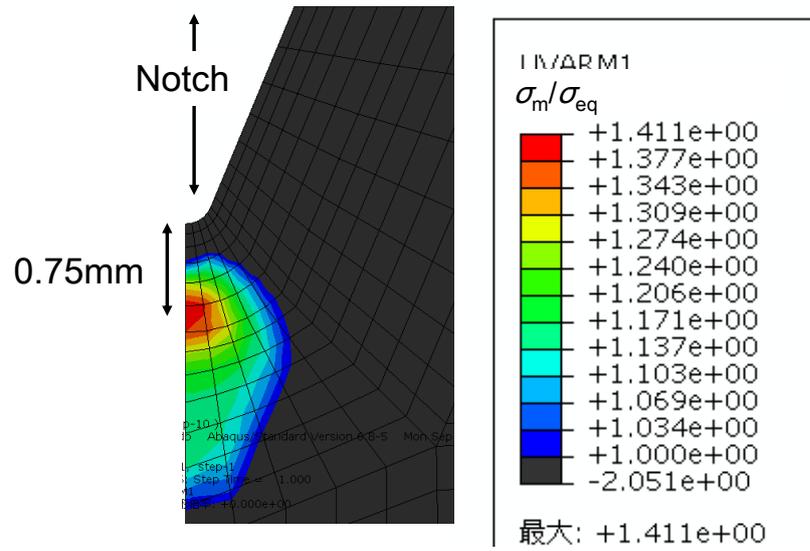


Fig. 4-3. Distribution of stress triaxiality (stroke = 1 mm)

シャルピー衝撃試験のき裂発生位置となる応力三軸度最大点（ノッチ底から 0.75 mm）に非金属介在物を配置して、非金属介在物のシャルピー延性脆性遷移温度への影響を評価した。Fig. 4-4 に介在物を配置した場合と配置しない場合の主き裂発生ストロークの解析結果を示す。介在物を配置しない場合はストローク約 3.3 mm で主き裂が発生した。主き裂はマトリックスのボイド連結により生じた。また主き裂発生ストロークに温度依存性は認められず、破壊モードも変化しなかった。また、ストローク 5 mm までへき開破壊発生のクライテリアを満足する要素点は存在しなかった。このとき応力三軸度は $\sigma_m/\sigma_{eq} = 1.6$ に達した。

介在物を含む場合、25 °C ではストローク 0.6 mm で介在物破壊による主き裂が生じた。そして温度低下とともに主き裂発生ストロークは小さくなり、-90 °C では約 0.25 mm となった。試験温度-90 °C において、介在物界面剥離によるき裂発生ストロークは、介在物破壊によるき裂発生ストロークより大きい約 1.2 mm であった。今回の解析条件では、介在物を含む場合の主き裂は介在物の破壊によって生じるといえる。

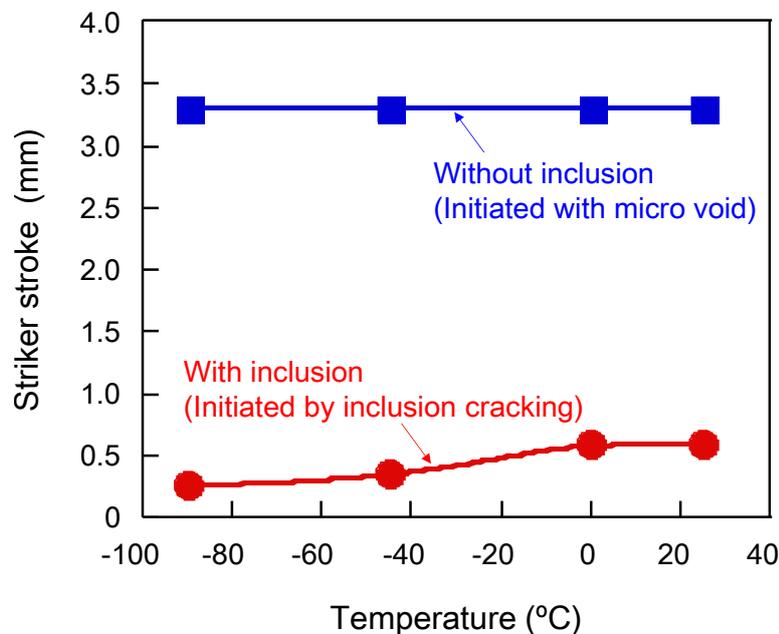


Fig. 4-4. Crack initiation stroke

Fig. 4-5 に試験温度 $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$ で、介在物を含む場合の、ストローク変位 4 mm における最大主応力分布を示す。介在物周りの最大主応力は $1,700\text{ MPa}$ を超えており、実際に介在物破壊の条件を満足していることが確認できる。

Fig. 4-6 に試験温度 $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$ で、介在物を含む場合の、ストローク変位 0.34 mm における介在物内部の最大主応力分布を示す。ここで、ストローク変位 0.34 mm は介在物破壊条件を満足した直後の変位である。介在物の上部と下部の最大主応力は介在物破壊のクライテリア $1,630\text{ MPa}$ を超えており、この点で介在物破壊によるき裂が発生すると考えられる。

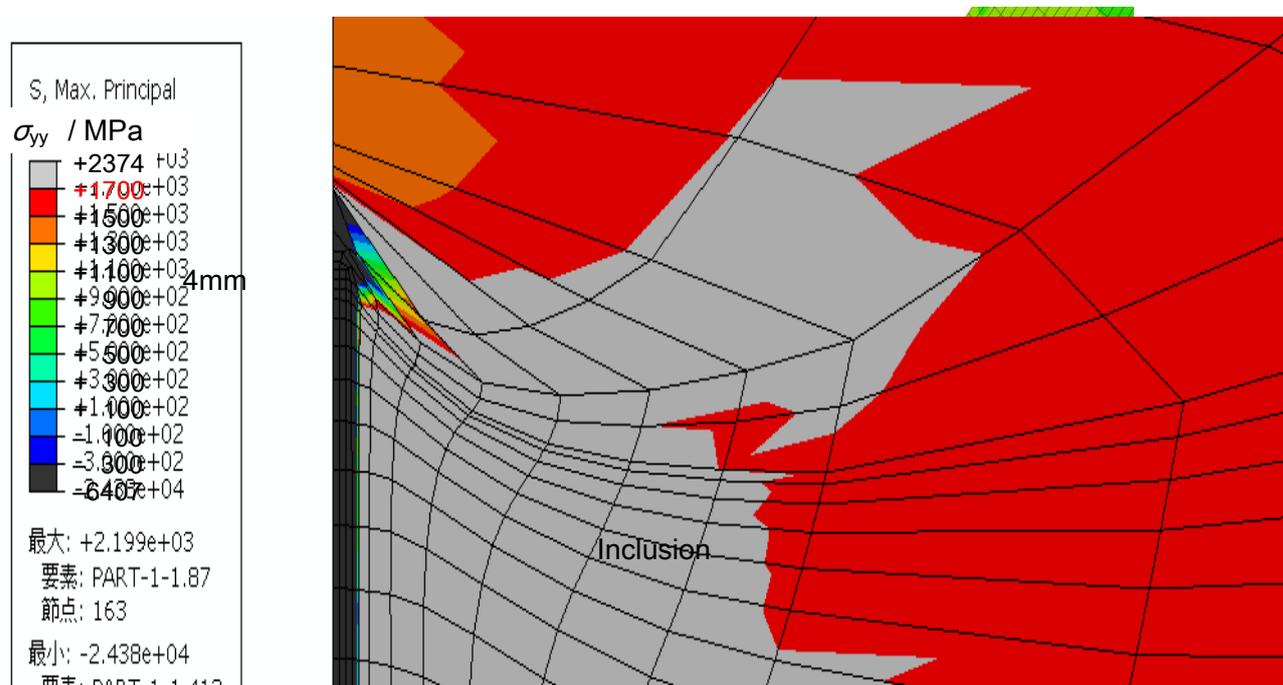


Fig. 4-5. Distribution of maximum principal stress (stroke = 4 mm ; with inclusion; at $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$)

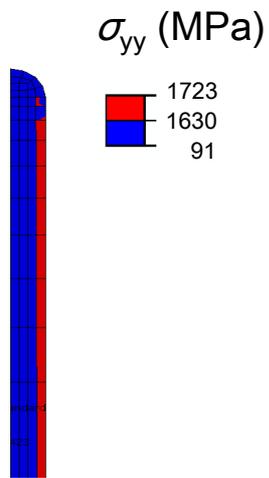


Fig. 4-6. Distribution of σ_{yy} in the inclusion (stroke = 0.34 mm; at -45 °C)

4.3. シャルピー衝撃試験におけるき裂伝播解析

4.3.1. 解析条件

き裂発生解析に加えて、き裂進展解析を行なった。解析コードは Abaqus/Explicit を用いて、ストローク変位 15 mm まで計算を行なった。材料特性、マトリックスおよび非金属介在物の条件はき裂発生解析と基本的に同一とした。応力ひずみ関係は、Eq. 4-2 を用いると高ひずみ域の流動応力が大きくなりすぎるため、一様伸びを超える公称ひずみ $e > 0.14$ については Eq. 4-5 の関係を適用した。弾性ひずみ域と一様伸びまでの塑性ひずみ域の応力ひずみ関係は、Eq. 4-1 と Eq. 4-2 をそれぞれ用いた。

$$\sigma = 987 \times \varepsilon^{0.146} \quad (e > 0.14) \quad (4-5)$$

き裂進展解析の計算フローを Fig. 4-7 に示す。相当塑性ひずみと相当塑性ひずみ速度の関数で計算されるボイド体積率が 0.2 に達した要素はき裂とみなされ削除される。また、介在物に隣接する部分のマトリックスでの相当塑性ひずみが 0.00916 を超える（介在物剥離が生じる）か、介在物内部の最大主応力が 1,630 MPa を超える（介在物破壊が生じる）と、その要素はき裂とみなされ削除される。今回の解析ではストローク変位 15 mm まで延性破壊解析を進めた。すなわち、ストローク変位 15 mm に至るまでにへき開破壊の条件を満足する要素点が存在していたとしても、その要素を削除することなく最後まで計算を継続した。そして計算終了後に、へき開破壊条件（相当塑性ひずみ、応力三軸度および最大主応力が同時にへき開破壊のクライテリアを超える条件）を満足する要素と、そのときのストローク変位を記録した。本研究でこのような手法を採用したのは、多孔質金属モデルを用いたき裂進展解析は、ボイド連結・成長により進行する延性型の破壊をイメージしたものであり、一度き裂を生じると相当塑性ひずみや応力三軸度にかかわらず一気にき裂が進展する不安定破壊現象を再現するものではないためである。

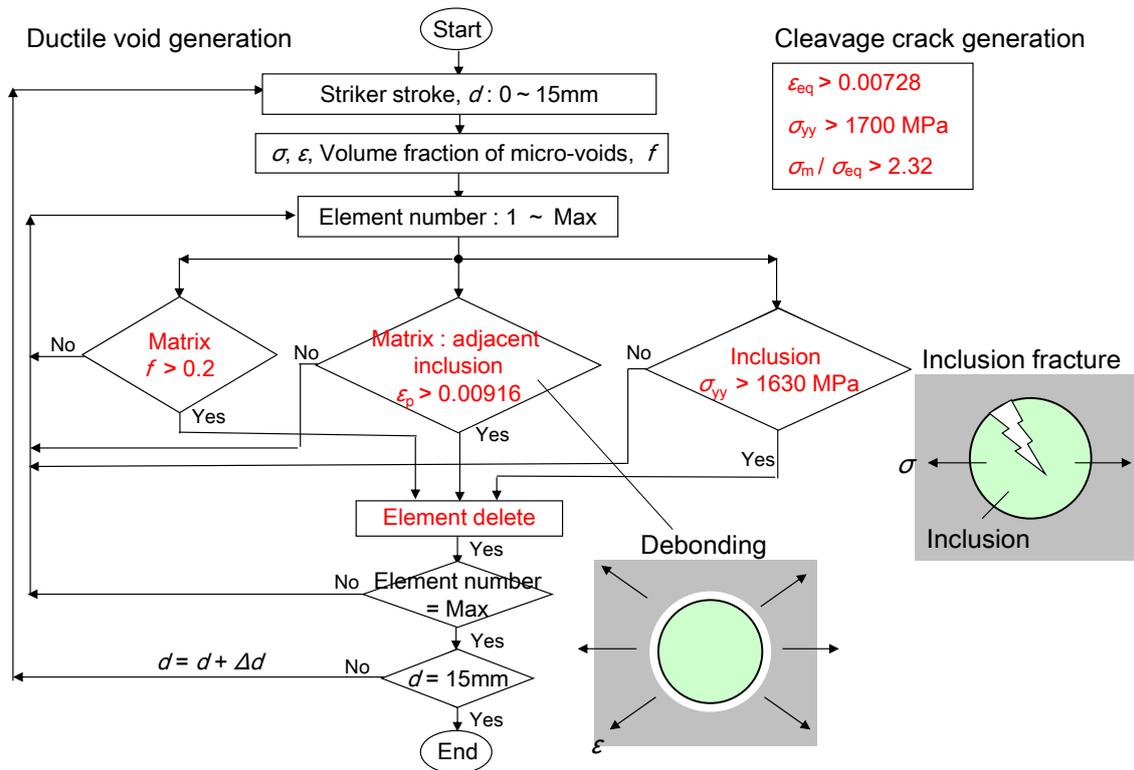


Fig. 4-7. Calculation flow of crack propagation

4.3.2. 解析結果及び考察

Fig. 4-8 に 25 °C、-45 °C および -90 °C のシャルピー試験中の荷重-ストローク線図を示す。荷重は試験片厚み（2次元モデル奥行方向）1 mm あたりの値として示した。この時点でへき開破壊は考慮されていない。介在物を含む場合には主き裂発生ストロークが小さくなり、結果としてピーク荷重とピークストロークは、介在物を含まない場合と比べて小さくなった（介在物を含まない場合のピークストローク：5 mm、介在物を含む場合のピークストローク：1.4 mm）。荷重-ストローク線で囲まれた面積から求まる吸収エネルギーは、介在物を含まない場合で 284 J ~ 311 J、介在物を含む場合で 216 J ~ 258 J であった。介在物を含む場合のシャルピー吸収エネルギーは介在物を含まない場合と比べて 22 % ~ 24 % 悪化した。このように延性破壊のみ生じると仮定した場合でも、介在物の存在により吸収エネルギーは低下し、シャルピー延性脆性遷移温度が上昇することが示唆された。へき開破壊を考慮した場合は介在物の影響はより顕著に現れると予想される。

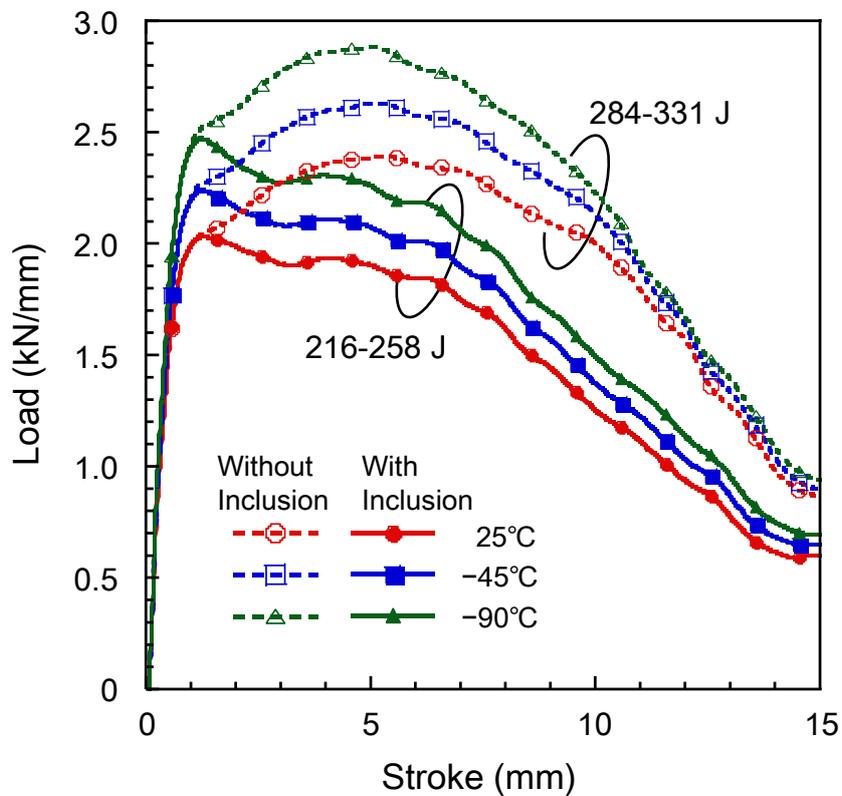


Fig. 4-8. Load-stroke curves

Fig. 4-9 と Fig. 4-10 に介在物を含まないモデルにおける、試験片全体とノッチ部の相当塑性ひずみコンター図を示す。試験温度は 25 °C である。き裂（要素が削除された箇所）はストローク変位が 5 mm のときにノッチ底部から発生し、ストローク変位の増加とともに試験片リガメント部を進展した。

Fig. 4-11 と Fig. 4-12 に介在物を含むモデルにおける、25 °C での試験片全体とノッチ部の相当塑性ひずみコンター図を示す。介在物を含む場合は、ストローク変位 2 mm で介在物からき裂発生が認められた。

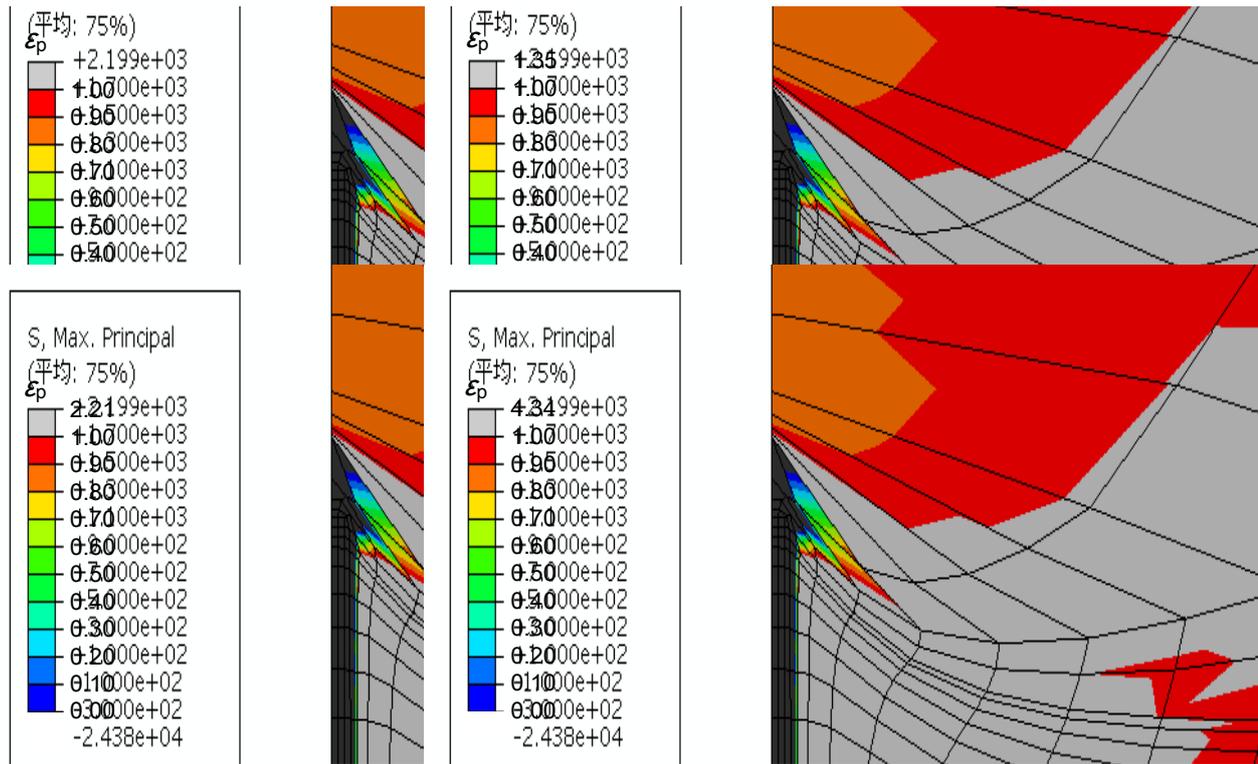


Fig. 4-9. Deformed state and equivalent plastic strain (ϵ_p) distribution (without inclusion; at 25 °C)

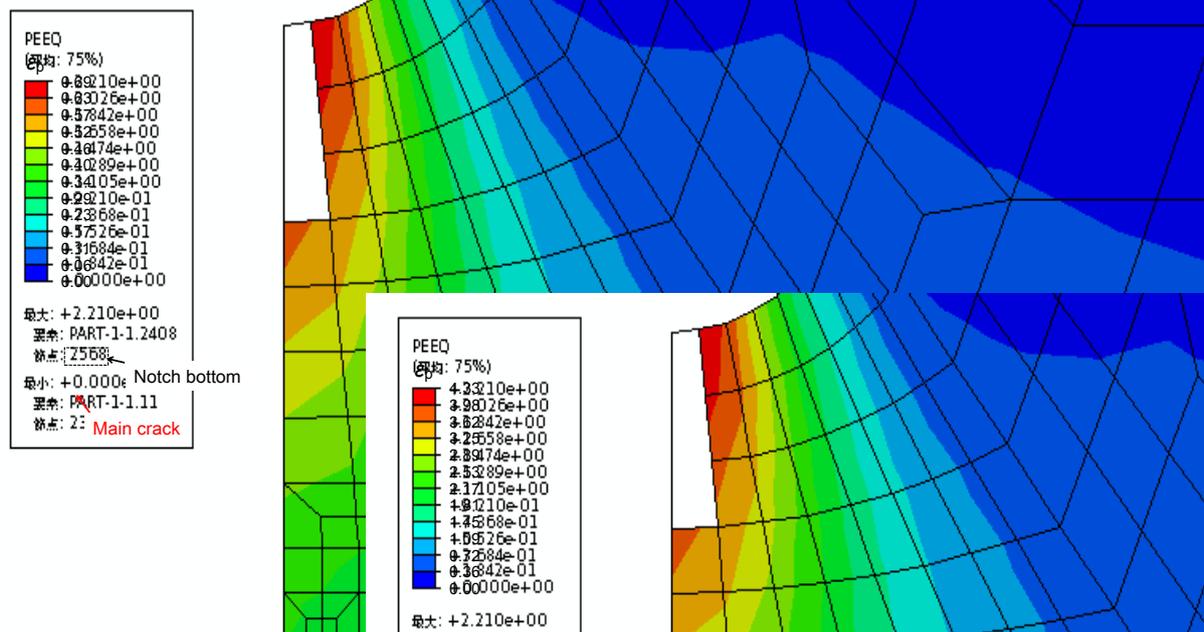


Fig. 4-10. Equivalent plastic strain (ϵ_p) distribution beneath notch (without inclusion; at 25 °C)

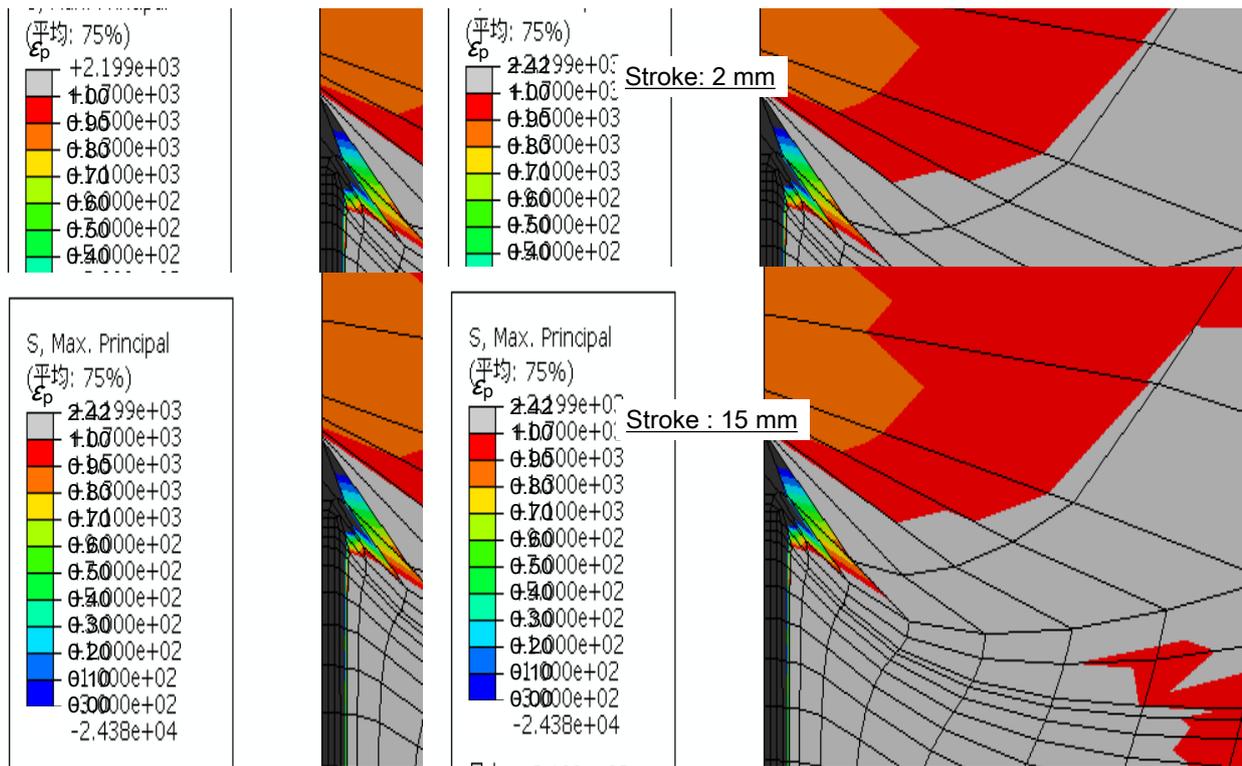


Fig. 4-11. Deformed state and equivalent plastic strain (ϵ_p) distribution (with inclusion; at 25 °C)

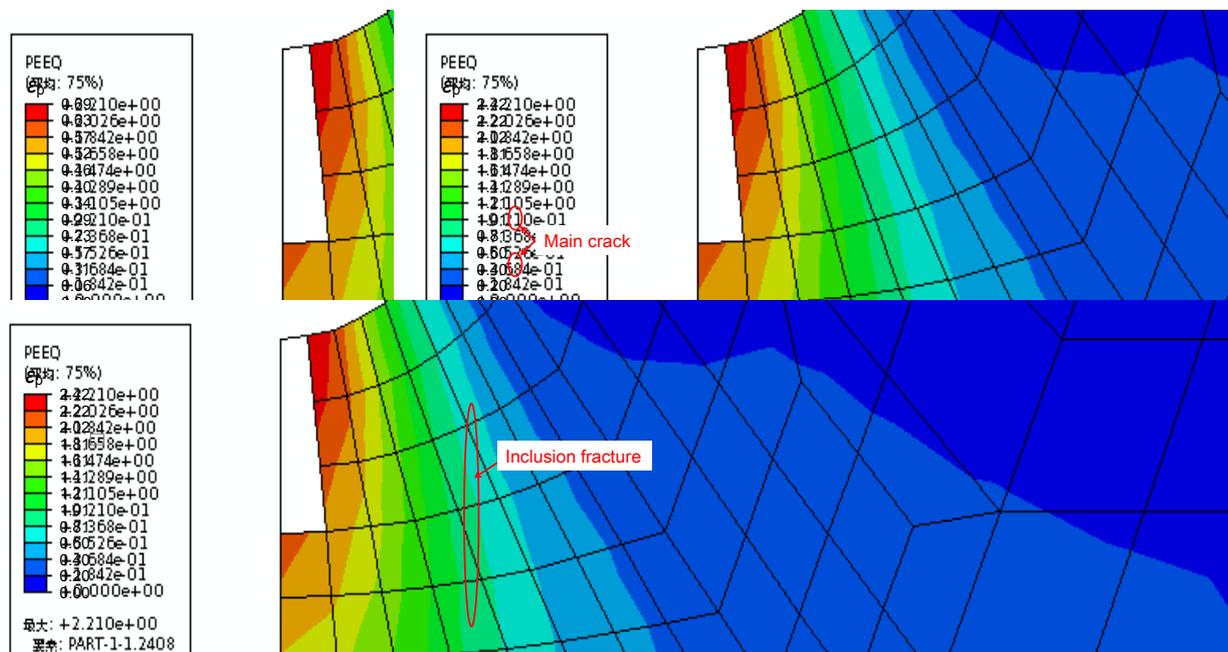


Fig. 4-12. Equivalent plastic strain (ϵ_p) distribution beneath notch (with inclusion; at 25 °C)

Fig. 4-13 と Fig. 4-14 に介在物を含まないモデルと介在物を含むモデルの、き裂として消去された要素数とストロークの関係を示す。ここで、各破壊発生モードは、(a) マトリックスの延性限界でのボイド連結による初期き裂発生、(b) マトリックス/介在物界面剥離による初期き裂発生、(c) 介在物破壊による初期き裂発生、(d) マトリックスでのへき開破壊発生に分類した。本解析では、へき開破壊のクライテリアをそれぞれ $\varepsilon_p = 0.00728$ 、 $\sigma_m/\sigma_{eq} = 2.00$ 、 $\sigma_{yy} = 1,700$ MPa と設定した。

Fig. 4-13 に示すように、介在物を含まない場合の 25 °C 条件では、延性き裂はストローク変位 5 mm で生じた。介在物を含まない場合の延性き裂発生ストロークは試験温度が-90 °C まで低下しても変化しなかった。

一方で Fig. 4-14 に示すように、介在物を含む場合の 25 °C 条件では、ストローク変位 1 mm で介在物破壊が生じて主き裂が発生する。次いでマトリックス-介在物界面の剥離によるき裂が発生した。介在物を含む場合は、延性破壊が発生するストローク変位は試験温度低下とともにわずかに減少した。

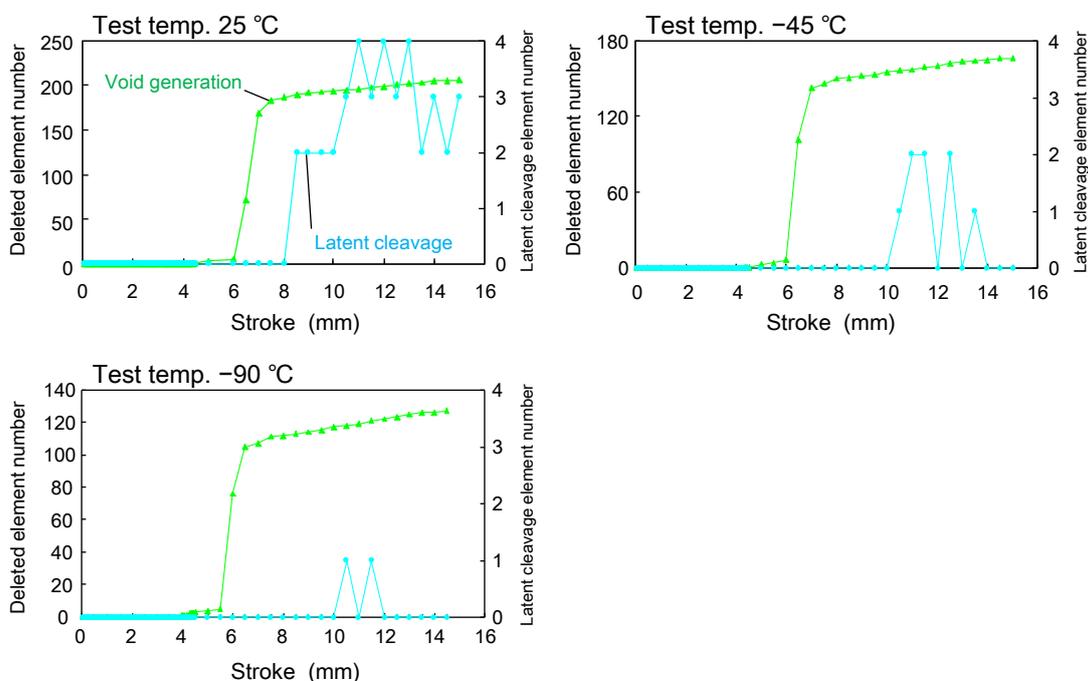


Fig. 4-13. Relation between deleted element number and stroke (without inclusion)

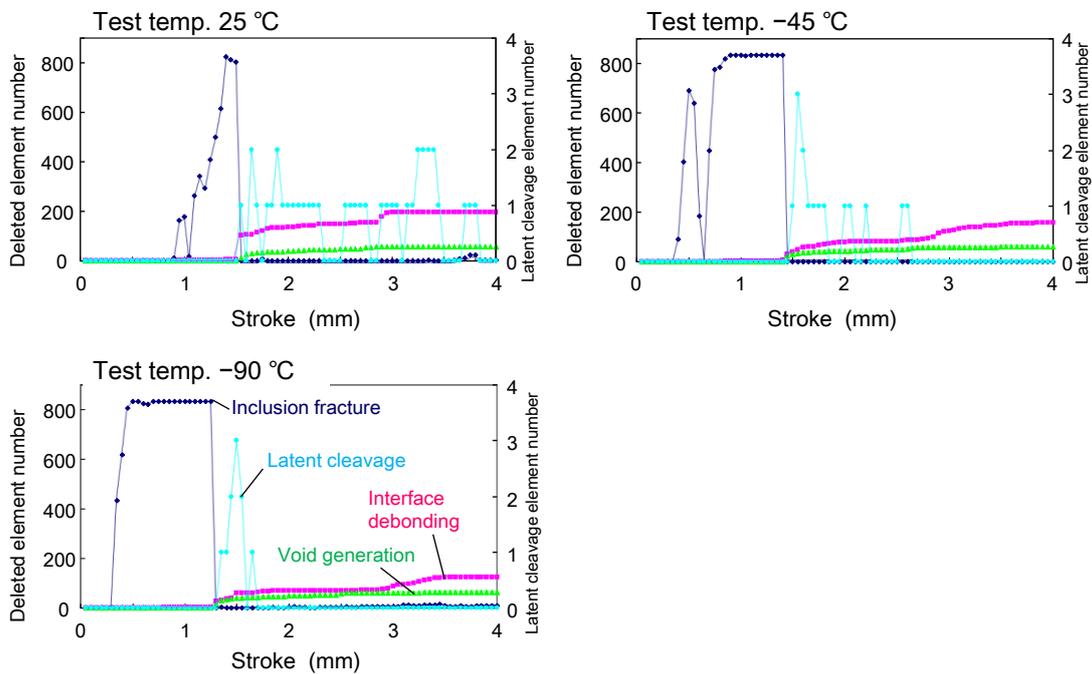


Fig. 4-14. Relation between deleted element number and stroke (with inclusion)

Fig. 4-15 にストローク変位とき裂長さの関係を示す。同じストローク変位で比べると、介在物を含むモデルのき裂長さは介在物を含まないモデルのき裂長さよりも常に大きい。これは介在物の存在によってき裂が成長・進展しやすくなることを意味する。

今回のシャルピーき裂進展解析では、ボイド連結による延性き裂の発生、介在物破壊によるき裂の発生、介在物剥離によるき裂の発生を要素の消去によって表現した。一方でへき開破壊き裂を想定した要素の消去は行なわなかった。延性破壊と同時にへき開き裂の進展を考慮する場合は、へき開破壊によって消去される要素の影響を受けてき裂近傍の応力状態が変化することが予想され、その結果シャルピー衝撃試験の荷重-ストローク曲線は変化すると推察される。このような延性破壊とへき開破壊を同時に解析するシャルピー衝撃試験の解析手法の確立は今後の課題とする。

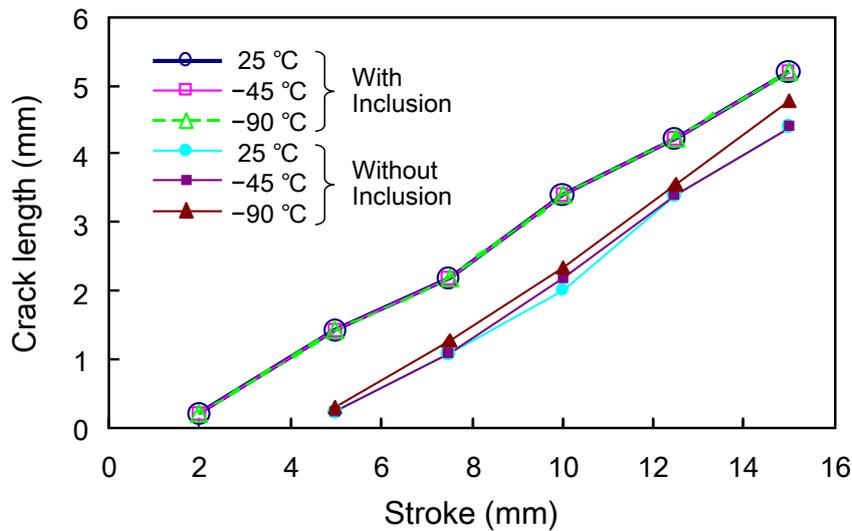


Fig. 4-15. Relation between stroke and crack length

Fig. 4-16 に介在物を含む場合の $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ における応力三軸度とストローク変位の関係を示す。ストローク変位が 0.55 mm となったとき、へき開破壊のクライテリアをすべて満足する要素が現れた。Fig. 4-17 に介在物を含む場合と含まない場合の $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ における荷重-ストローク線図を示す。へき開破壊条件を満足する要素が1点でも現れた時点でへき開破壊が試験片全体に瞬時に伝播するとして、へき開破壊開始と同時に荷重が0となるように荷重-ストローク線図を作成した。介在物を含む場合と含まない場合ともにへき開破壊は発生し、吸収エネルギーは低下した。Fig. 4-18 に介在物を含む場合と含まない場合の吸収エネルギーと試験温度の関係を示す。介在物を含まない場合は、 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ における吸収エネルギー値は依然として高く、吸収エネルギー遷移温度は現れていない。これに対して介在物を含む場合は、吸収エネルギーの明瞭な低下が認められ、 $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 付近で遷移温度を示す曲線が得られた。

本解析により、酸化物系介在物がシャルピー試験評価部に存在すると介在物の破壊によって初期き裂が早期に形成され、き裂成長の促進や初期き裂近傍でのへき開破壊発生が助長され、その結果として介在物がシャルピー吸収エネルギーを低下させること、すなわちシャルピー靱性が悪化することが定性的に理解された。

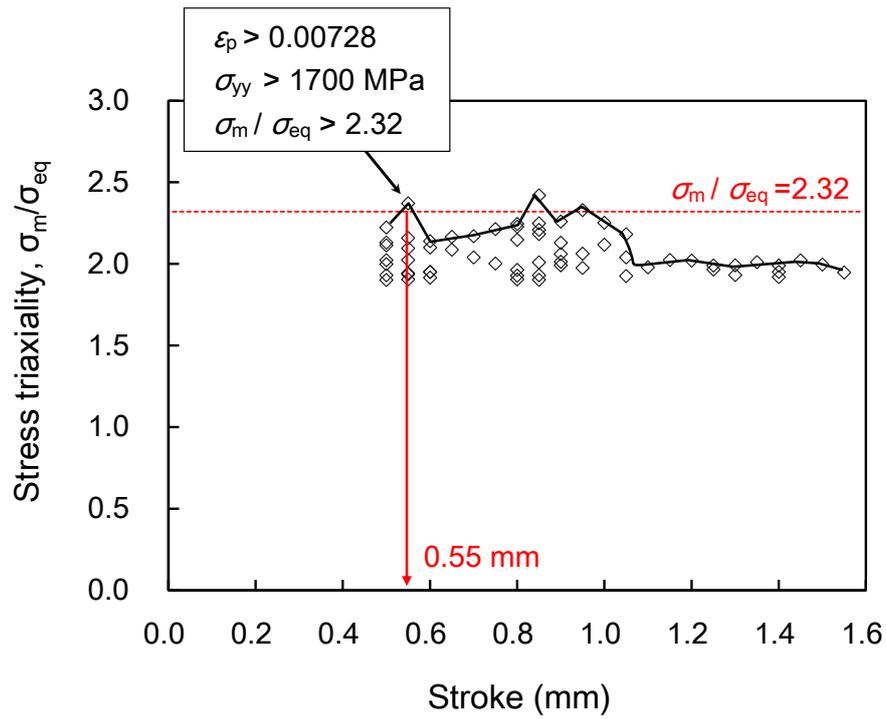


Fig. 4-16. Relation between stroke and stress triaxiality with inclusion at $-196 \text{ }^\circ\text{C}$

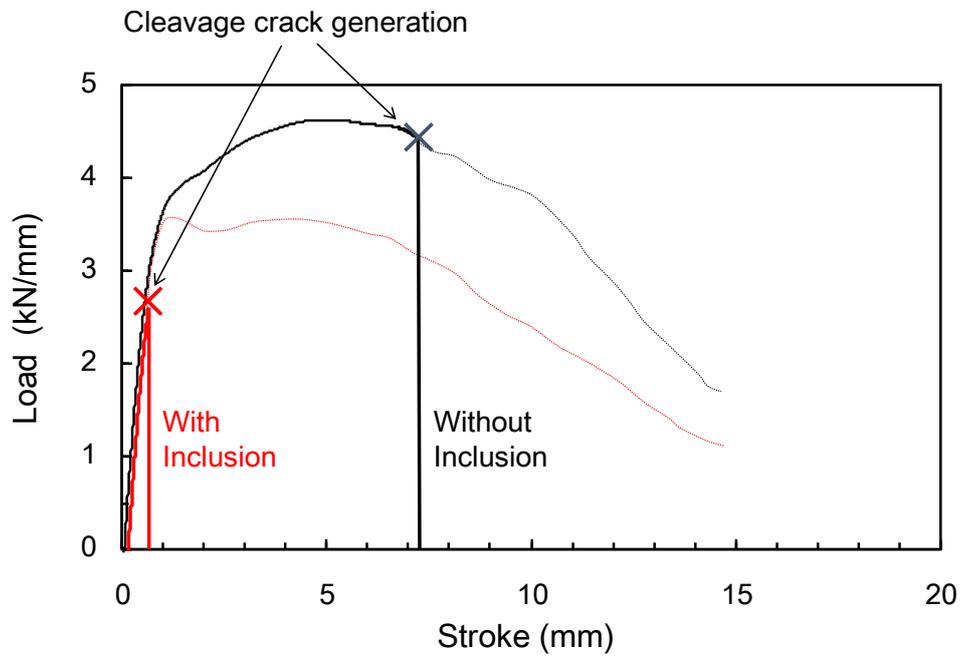


Fig. 4-17. Load-stroke curves with and without inclusion at $-196 \text{ }^\circ\text{C}$

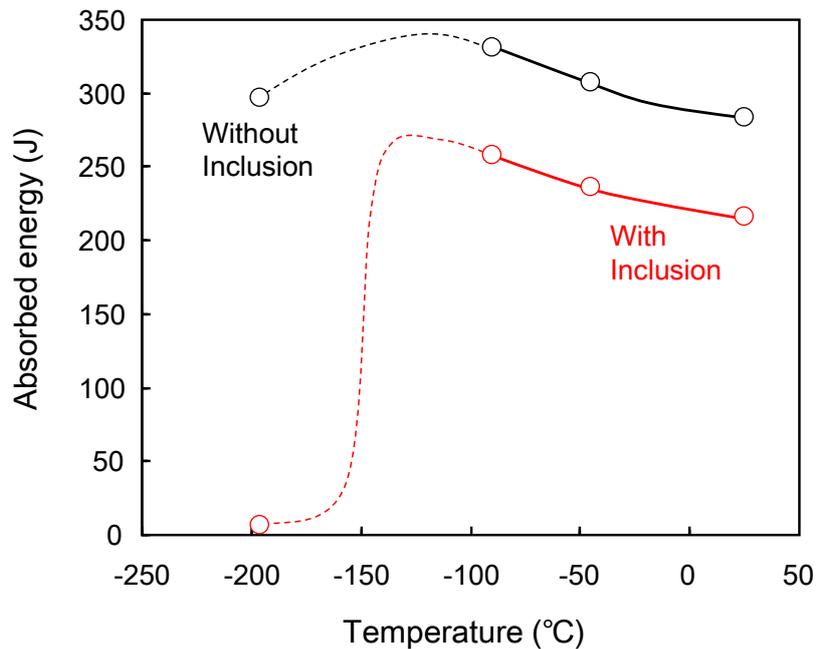


Fig. 4-18. Relation between absorbed energy and temperature

上記のとおり、数値解析によって介在物の低温靱性への影響が確認された。この知見にもとづき、電縫溶接部の酸化物系介在物（ペネトレータ）を低減する溶接技術の開発を行なった。ペネトレータ低減溶接技術では、溶接端面の温度分布とアップセット時のひずみ分布を精緻に制御して、電縫溶接中に生成する酸化物の形態と分散所状態を低温靱性にほとんど無害なレベルまで低減した[18]。

Fig. 4-19 に、上記ペネトレータ低減技術と後述の溶接後インライン熱処理技術を適用して製造した API X60～X65 級電縫鋼管の溶接部シャルピー試験結果を示す[19, 20]。X60 級電縫鋼管[19]の肉厚と外径はそれぞれ 14.3 mm と 406.4 mm、X65 級電縫鋼管[20]の肉厚と外径はそれぞれ 15.9 mm と 323.9 mm である。また、従来技術で製造した X65 級電縫鋼管の溶接部シャルピー試験結果をあわせて示す。ここで、電縫溶接部のシャルピー試験は管周方向が長手方向となるように試験片を採取し、電縫溶接部がノッチ底に位置するように 2 mm 深さの V ノッチを導入した。試験片サイズは板厚 7.5 mm の 3/4 サイズ試験片である。Fig. 4-19 の吸収エネルギーは、リガメント部断面積を使ってフルサイズ試験片に換算した値である。試験温度 0 °C～-60 °C までは、ドライアイスで冷却したエタノール中で試

試験片の冷却を行ない、 $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ～ $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ では、液体窒素で冷却したイソペンタン中で試験片の冷却を行なった。 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ は液体窒素に直接試験片を浸漬して冷却を行なった。開発した鋼管の電縫溶接部のシャルピー延性脆性遷移温度は $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ を大きく下回り、良好な低温靱性を示した。

開発した電縫鋼管溶接部の $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ シャルピー吸収エネルギーは約 400 J であった。この吸収エネルギー値は、電縫溶接部に残存するペネトレータの直径を $63\text{ }\mu\text{m}$ 未滿に制御した場合に得られる値とされている [21]。 400 J を示した試験片のシャルピー試験片破面を走査電子顕微鏡で観察した結果、ペネトレータはほとんど存在しなかった [20]。一方で従来技術によって製造した X65 級鋼管の電縫溶接部の延性脆性遷移温度は $-37\text{ }^{\circ}\text{C}$ であった。 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ シャルピー吸収エネルギーは約 20 J と、開発材と比べて低値であった。この吸収エネルギー値は、電縫溶接部に残存するペネトレータの直径が約 $90\text{ }\mu\text{m}$ である場合に相当する [21]。従来の X65 級電縫鋼管の $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ シャルピー試験片の破面には、実際に μm オーダーのペネトレータが多く観察されている [20]。

上記のとおり、解析結果に加えて実機鋼管の試験結果からも、ペネトレータによって電縫溶接部の低温靱性は低下することが確認された。X60 級と X65 級の溶接部シャルピー遷移温度の違いは、強度グレードの違いと肉厚の違いによると考えられる。肉厚は、後述するインライン熱処理における加熱温度上昇と冷速低下を通じて低温靱性に影響する。管外面からの誘導加熱によって肉厚全体をオーステナイト化するためには、加熱設定温度を相対的に上げる必要がある。その後の水冷では、肉厚が厚くなるほど冷却速度が低下する。結果として、厚肉化により溶接部のマイクロ組織が粗大化して低温靱性が悪化する。

ここで、Fig. 4-19 の電縫溶接部の吸収エネルギー遷移温度は $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ ～ $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ であり、介在物を全く含まなくても数値解析で示された $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下となることはない。これは今回の解析では破壊のクライテリアをすべて文献値に依っているためと考えられる。実験結果と定量的に一致させるためには、破壊クライテリア（延性き裂化するときのボイド体積率、介在物破壊条件、剥離条件、へき開破壊条件）を解析対象材で調べ最適化することが必要と考える。

Ota と Liu ら [22, 23]は多孔質金属モデルを用いてシャルピー試験の延性破壊を解析し、その際に低温・高速変形時の構成式やボイド関数のパラメータを精緻に

求めることによって、実際の荷重-ストローク線図をよく再現できることを示した。著者も、自動車用熱延鋼板のせん断加工における初期割れメカニズム（脆性破壊が関与する割れ）に関する研究において、解析対象材の破壊クライテリアを実験と解析によって求め、初期割れ発生条件を定量的に示した [24]。

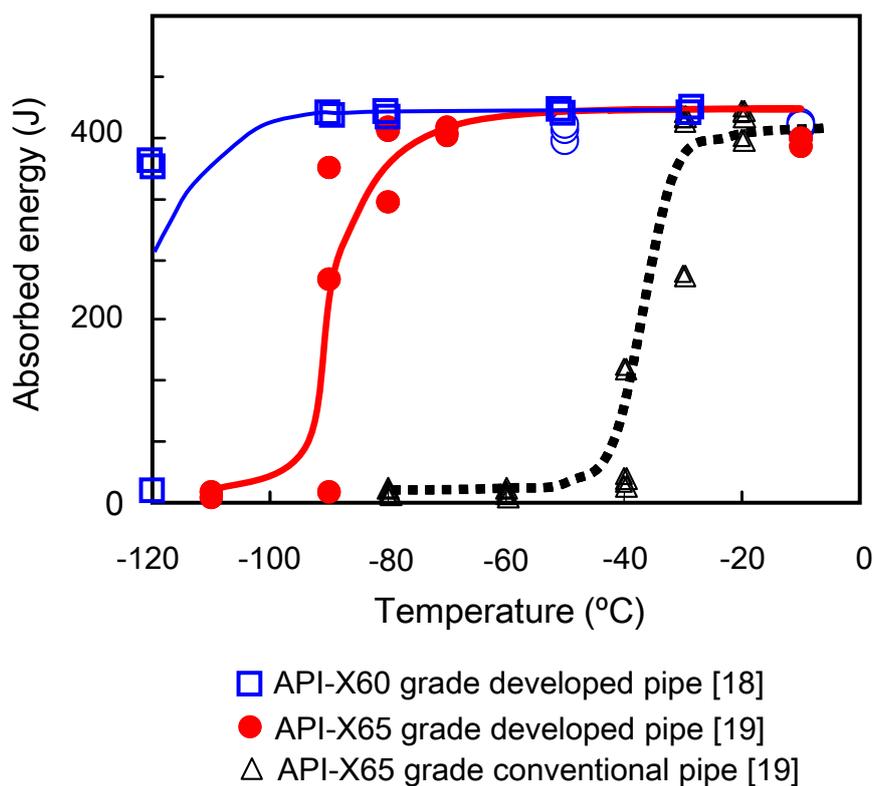


Fig. 4-19. Charpy absorbed energy in weld seam of X60 and X65 grade HFW pipes

4.4. 電縫溶接部マイクロ組織の適正化

電縫溶接部の低温靱性向上にはペネトレータの制御に加えて、マイクロ組織制御もまた重要である。電縫鋼管の長手电縫溶接部は、電縫鋼管製造プロセスの電縫溶接直後に設置されたインライン誘導加熱装置によって熱処理される（これをシーム熱処理という）。シーム熱処理は、溶接部を一旦オーステナイト化温度（ A_{c3} 点）以上まで加熱して溶接組織（凝固組織）をキャンセルし、その後の冷却により均一なマイクロ組織が得るために行なう。電縫溶接部の靱性を向上させるためには、このシーム熱処理条件の最適化もまた必要である。

靱性の観点では、電縫溶接部マイクロ組織は、第2章で示した母材のマイクロ組織と同様にベイニティックフェライト単相とすることが好ましいと考えられる。電縫溶接部でベイニティックフェライト単相を作り込むためには、 A_{c3} 点以上に加熱した直後に比較的高い冷却速度で加速冷却を行なう必要があると予想される。ここで加熱温度が高すぎる場合には、オーステナイトが粗大に成長してフェライト核生成サイトとなるオーステナイト粒界が減少するので、焼入れ性が高まり硬質なマルテンサイトとなり靱性が悪化する懸念がある。電縫溶接部のマイクロ組織作り込みでは、熱間圧延のように変態前のオーステナイトに変形帯を導入してフェライト核生成サイトを増やすことができないので、シーム熱処理の加熱温度が微細化にとって重要な制御因子となると考えられる。

そこで、シーム熱処理温度が溶接部マイクロ組織に及ぼす影響を実験により調べた。供試材は X80 級（0.03C-0.2Si-1.6Mn-Cu,Ni,Mo, mass%）の肉厚 20.6 mm、外径 508 mm の電縫鋼管を用いた。供試材の A_{c3} 点は Eq. 4-6 [25]により 850 °C と計算された。ここで、[%元素記号]は各元素の添加量（mass%）を表す。

$$\begin{aligned} A_{c3} (\text{°C}) = & 881 - 206[\%C] + 53[\%Si] - 15[\%Mo] - 27[\%Cu] - 20[\%Ni] \\ & - 1.0[\%Cr] + 41[\%Mo] \end{aligned} \quad (4-6)$$

熱処理実験は実機製造ラインのシーム熱処理設備を用いて行なった。シーム熱処理では誘導加熱装置を鋼管外面から近接させて加熱を行ない、その後直ちに加速冷却を鋼管外面から行ない、鋼管外面表面温度で 300 °C 以下まで冷却した。加速冷却では鋼管肉厚中央部が 30 °C/s となるように水量密度を調整した。誘導加

熱装置の出力を変化させて、肉厚中心の最高加熱温度を 900 °C~1100 °C の範囲で変化させた。電縫部マイクロ組織は、第 2 章で示したのと同様の方法で、EBSD 解析により評価した。評価位置は溶接部肉厚中央部とした。

Fig. 4-20 に電縫溶接部の、方位差 15°を結晶粒界とした EBSD の image quality (IQ) マップと結晶粒径分布を示す。加熱温度が 1100 °C の条件では、全面マルテンサイト（ビッカース硬さ 275HV）となった。ここで、冷却速度 30 °C/s でマルテンサイトが生成することは、**Fig. 2-5** に示した鋼 B の CCT 線図からは予測できない。今回のシーム熱処理実験でマルテンサイトが生成した加熱温度は 1100 °C であるが、これは CCT 線図を作成した際の加熱温度 900 °C より 300 °C 高い温度である。加熱温度が高くなったことで旧オーステナイト粒径が粗大化して焼入れ性が高まったため、加熱温度 1100 °C かつ冷却速度 30 °C/s の条件でマルテンサイトが生成したものと考えられる。

最高加熱温度が A_{c3} 点より 50 °C だけ高い 900 °C の条件では、微細なベイニティックフェライトが得られた。加熱温度 1100 °C、1030 °C および 900 °C の条件における電縫溶接部の平均粒径はそれぞれ、9 μm 、6 μm および 4 μm であり、最大結晶粒径はそれぞれ、70 μm 、26 μm および 17 μm であった。この結果からシーム熱処理の温度を極力 A_{c3} 点近傍の条件とすることで微細なベイニティックフェライトが得られることがわかった。

マイクロ組織が微細となるにつれて溶接部靱性は向上した。加熱温度 1100 °C、1030 °C および 900 °C の条件における溶接部シャルピーDBTT はそれぞれ、-10 °C、-50 °C および -85 °C であった。シーム熱処理条件の適正化によって溶接部マイクロ組織をマルテンサイトから微細ベイニティックフェライトとすることで、シャルピーDBTT で 75 °C の低温化が可能であり、溶接部の靱性向上に大きく寄与することが確認された。

上記のとおり、シーム熱処理温度を A_{c3} 点直上とすることでマイクロ組織を大幅に改善して溶接部靱性を向上させることができる。しかし、実際に熱処理を施す電縫鋼管には肉厚があり、鋼管外面から片側加熱で行なうシーム熱処理では肉厚全域を均一な温度に加熱することはほとんど不可能である。そこで実際には、シャルピーDBTT が電縫鋼管の使用される環境温度を下回るようにシーム熱処理温度の上限を決定し（下限は A_{c3} 点）、上限~下限の温度範囲に肉厚全域の温度分布

が収まるように、インライン誘導加熱設備の複数あるインダクションヒータのそれぞれの周波数とライン速度を最適なバランスに調整することが必要となる。

シーム熱処理技術によるマイクロ組織制御により、**Fig. 2-16**に示した均一微細な電縫溶接部組織を得ることができ、前述のペネトレータ制御技術と合わせて電縫溶接部品質を作り込むことで、**Table 2-2**に示したとおり、電縫溶接部の低温靱性を母材部と同等のレベルにまで向上させることに成功した。

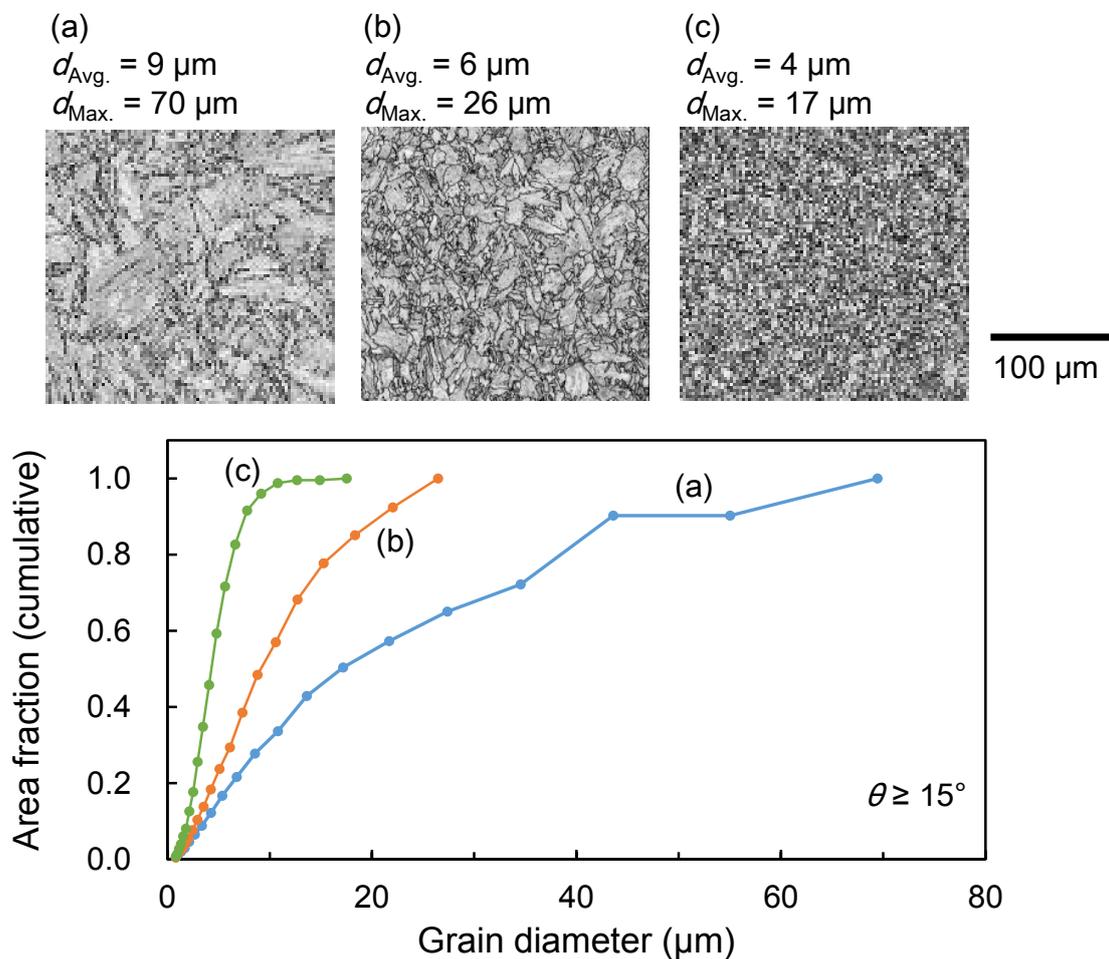


Fig. 4-20. Grain diameter distribution of weld seam and image quality (IQ) maps with postwelded-heat-treatment temperatures of (a) 1100 °C, (b) 1030 °C, and (c) 900 °C

4.5. 高信頼性電縫溶接部の実管性能

酸化物系介在物（ペネトレータ）低減技術とマイクロ組織制御技術によって電縫溶接部のシャルピー試験で評価される低温靱性は大幅に向上することを示した。ここでは、実使用を想定した破壊モードにおいて耐破壊信頼性を示すかを調べた。信頼性評価は、電縫溶接部に人工疵を導入した試験体を用いて低温水圧バースト試験により行なった。人工疵は運搬時や敷設時、第三者による掘削工事により電縫溶接部に傷が付いた場合を想定したものである。低温水圧バースト試験は鋼管内部に封入した水の水圧を上げて鋼管を破裂させる試験である。試験には肉厚 15.9 mm、外径 273.1 mm の X60 級電縫鋼管を用いた。

Fig. 4-21 に水圧バースト試験の様子を模式的に示す。供試体の全長は 2,200 mm（鋼管外径のおよそ 8 倍）である。放電加工により長さ 200 mm、深さ 11.9 mm の人工疵（肉厚の 75 %に相当）を供試体長さ中央部の電縫溶接部表面に導入した。エタノールとドライアイスを混合させた冷媒を用いて供試体の試験中の温度を -20°C に保持した。

Fig. 4-22 にバーストした鋼管の外観写真を示す。鋼管内圧が 34.3 MPa に達したとき、表面人工疵底から延性破壊（安定破壊）によるリークが確認された。**Fig. 4-23** に負荷された内圧と管周方向のひずみの関係を示す。破断位置となった人工疵付き電縫溶接部以外の鋼管母材部（ 90° 、 180° 、 270° 位置）は均一に弾性変形した。人工疵から電縫溶接部への脆性き裂進展は確認されず、開発した鋼管の電縫溶接部は高いき裂伝播停止性能を示すことが実証された。

Fig. 4-24 に今回の実管水圧バースト試験結果と Battelle 研究所による溶接部破壊内圧の予測式 [26] を比較して示す。Battelle 研究所の予測式は UOE 鋼管のデータをもとに構築されたものである。今回の高信頼性電縫鋼管の結果（バースト内圧 34.3 MPa）は **Fig. 4-24** の Rupture pressure limit と Leak pressure limit の予測線とともに上回っており、本実験により開発した電縫鋼管は溶接部を含めて UOE 鋼管と同等以上の信頼性を有することが確認された。

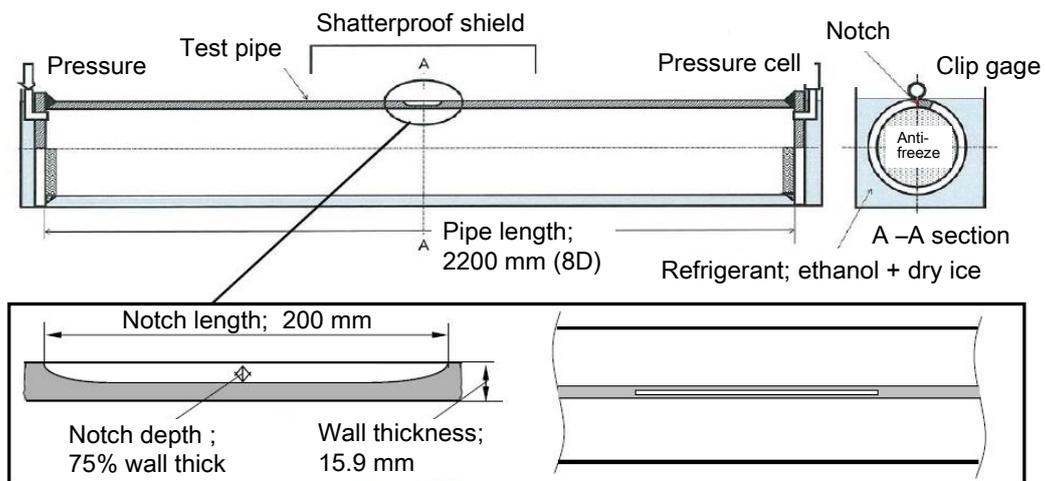


Fig. 4-21. Schematic illustration of configuration of low-temperature hydrostatic burst test with artificially notched weld seam

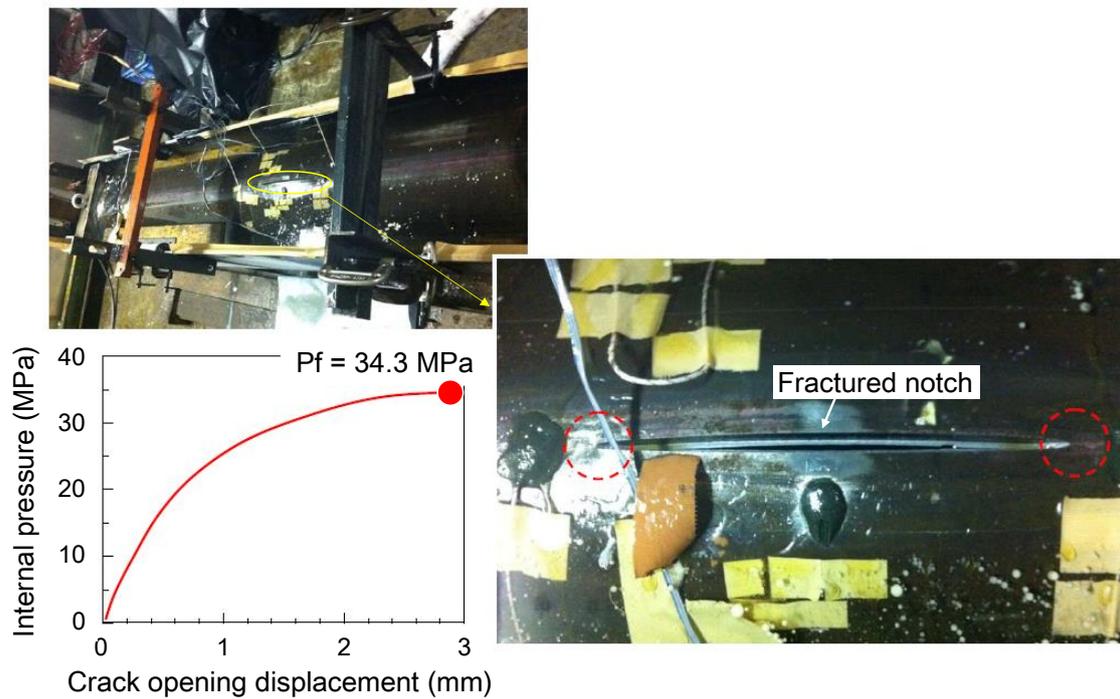


Fig. 4-22. Fracture appearance of tested pipe in weld seam with notch

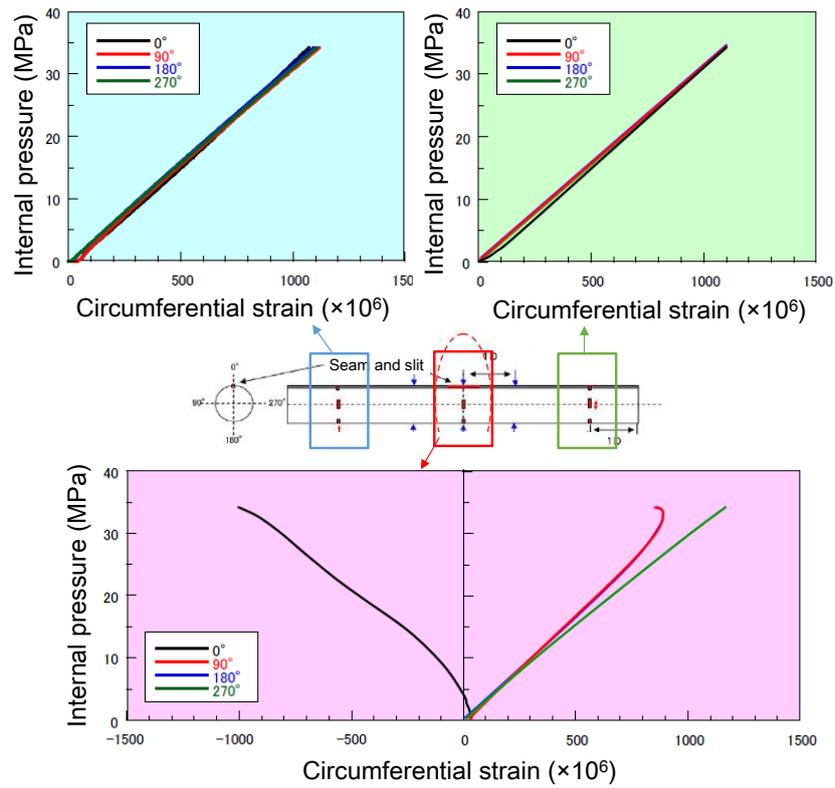


Fig. 4-23. Deformation strain of pipe body

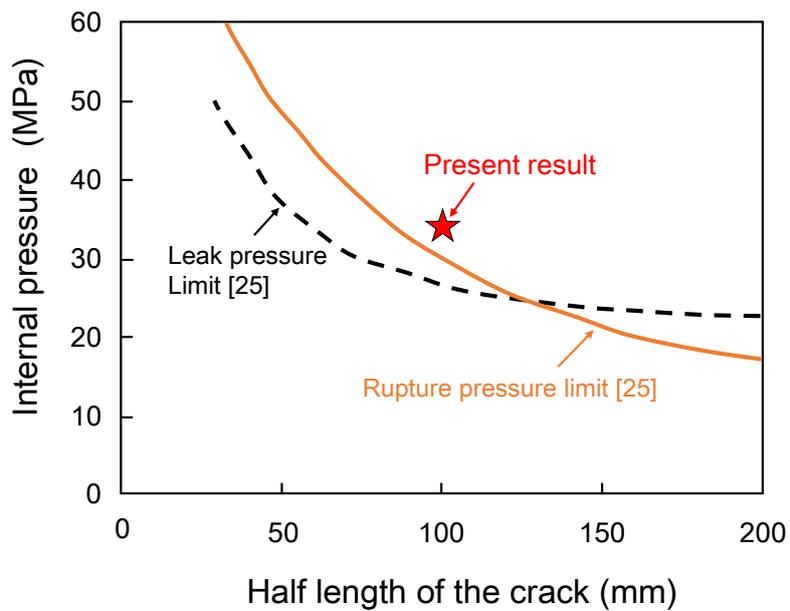


Fig. 4-24. Comparison of fracture pressure with the Battelle prediction formula

4.6. 小括

本章では、第一に電縫溶接部の靱性を支配する介在物について、シャルピー延性脆性遷移温度への影響を明らかにするために、API X60～X80 級鋼の 2 mm V ノッチシャルピー延性脆性遷移挙動を数値解析した。その結果得られた知見は以下のとおりである。

1. シャルピー試験において脆性破壊発生の重要な因子となる応力三軸度はノッチ底から約 0.75 mm 離れた位置で最大となる。
2. 介在物を含む場合のシャルピー試験の初期き裂は、介在物の破壊によって発生する。この介在物破壊はマトリックスのボイド連結による延性破壊発生に先んじて生じる。本研究の解析条件下では、介在物を含む場合の初期き裂は試験温度 25 °C のときハンマーストローク 0.6 mm で発生し、試験温度 -90 °C のときハンマーストローク 0.25 mm で発生する。すなわち、試験温度の低下により初期き裂の発生ストロークが短くなる。
3. 介在物を含むモデルの荷重-ストローク線図におけるピーク荷重とピークストロークは、介在物を含まないモデルと比べて小さくなる。その結果、両者のシャルピー吸収エネルギーに差異が生じる、介在物を含むモデルで吸収エネルギーが小さくなる。
4. 本研究の解析条件下では、介在物を含むモデルで試験温度 -196 °C での破壊が脆性支配となり吸収エネルギーがほぼ 0 J となり、延性脆性遷移現象が再現された。一方で介在物を含む場合は、試験温度 -196 °C で変形後半にへき開破壊となるものの延性破壊支配であり延性脆性遷移現象は現れなかった。

次に介在物制御とともに電縫溶接部靱性を支配する因子と考えられるマイクロ組織について、最適なシーム熱処理条件を検討して以下の知見を得た。

5. シーム熱処理の加熱条件を A_{c3} 点 +50 °C とし、その後 30 °C/s の加速冷却を行なうことで、電縫溶接部マイクロ組織を母材部と同等の微細なベイニティックフェライトとすることができる。

上記の知見を元に開発した電縫溶接部の介在物低減技術と、マイクロ組織制御シーム熱処理技術を適用し、電縫溶接部の信頼性を高めた API X60～X80 級の電縫鋼管を開発して、その性能を実管試験により調べて以下の結果を得た。

6. 電縫溶接部のシャルピー遷移温度は、 $-46\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-50\text{ }^{\circ}\text{F}$) 以下である。
7. 低温水圧バースト試験において、開発電縫鋼管のリーク内圧は 34.3 MPa である。
これは UOE 鋼管の結果を基に作成された Battelle の予測値を上回る結果であり、開発電縫鋼管の破壊性能は UOE 鋼管と同等以上であるといえる。

第 4 章の参考文献

- [1] R. Singh, 2013: Pipeline & Gas Journal, Oct., p. 75.
- [2] V. Tvergaard, 1981: *Int. J. of Fract.*, 17, p. 389.
- [3] V. Tvergaard, 1982: *Int. J. of Fract.*, 18, p. 237.
- [4] A. L. Gurson, 1977: *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 99, p. 2.
- [5] H. Nakamoto, H. Homma, and Y. Kanto, 2005: *J. of Jpn Soc. Mech. Eng.*, 71, p. 428.
- [6] W. Yan, Y.Y. Shan, and K. Yang, 2007: *Metall. Mater. Trans.*, 38A, p. 1211.
- [7] W.W. Bose Filho, A.L.M. Carvalho, and P. Bown, 2007: *Mater. Sci. Eng.*, A452-453, p. 401.
- [8] T.L. Anderson, 1995: *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. Second edition, Talor & Francis, p. 38.
- [9] C. Lincourt, and M. Krishnadev, 2009: *Materials Science and Technology Conference*, Oct. 25-29, Pittsburgh, Pennsylvania, 3, p. 1687.
- [10] H. Huh, H.J. Lee, and, J.H. Song, 2012: *Int. J of Automot. Technol.*, 13, p. 43.
- [11] B. Tanguy, J. Besson, R. Piques, and A. Pineau, 2005: *Eng. Fract. Mech.*, 72, p. 413.
- [12] H. Nakamoto, H. Homma, S. Suzuki, and S. Kusutani, 2004: *The Transactions of JSCES*, Paper No.20040007.
- [13] P. Ludwik, 1909: “*Elemente der technologischen Mechanik*” Springer-Verlag, Berlin.
- [14] W.J. Yang, B.S. Lee, M.Y. Huh, and J.H. Hong, 2003: *J. Nuclear Mater.*, 317, p. 234.
- [15] V. Tvergaard and A. Needleman, 1984: *Acta Metall.*, 32, p. 157.
- [16] T. Fujimatsu, M. Nagao, M. Nakasaki, and K. Hiraoka, 2006: *Sanyo Tech. Rep.*, Vol.13, No.1, p. 62.
- [17] J.H. Chen, Q. Wang, Z. Wang, and Z. Li, 2003: *Acta Mater.*, 51, p. 1841.
- [18] T. Okabe, M. Aratani, Y. Yokoyama, S. Toyoda, H. Kimura, M. Egi, and A. Kawanishi, 2011: *Proceedings of the 10th International Conference on Technology of Plrasticity, ICTP 2011*, Sep. 25-30, Aachen, Germany, p. 662.
- [19] T. Inoue, M. Suzuki, T. Okabe, and Y. Matsui, 2013: *JFE Tech. Rep.*, No.18, p. 18.
- [20] K. Masamura, S. Yabumoto, T. Inoue, S. Toyoda, and Y. Matsui, 2012: *J. Soc. Piping Eng.*, Vol. 2012-Autumn, p. 14.
- [21] Y. Matsui, Y. Iizuka, M. Suzuki, E. Urahata, T. Inoue, S. Kumazawa, and M. Oka, 2012: *Proceedings of the International Pipeline Conference IPC2012*, Sep. 24-28, Calgary, Alberta, Canada, No.IPC2012-90213.
- [22] S. Ota, J. Shimamura, K. Yasuda, N. Ishikawa, M. Liu, C. Degen, and Y.Y. Wang, 2015: *Proceedings of Materials Science and Technology Conference and Exhibition, MS and T 2015*, Oct. 4-8, Greater Columbus Convention CenterColumbus; United States, p. 701.
- [23] M. Liu, C. Degen, Y.Y. Wang, S. Ota, J. Shimamura, K. Yasuda, and N. Ishikawa, 2015: *Proceedings of Materials Science and Technology Conference and Exhibition, MS and T 2015*, Oct. 4-8, Greater Columbus Convention CenterColumbus; United States; p. 709.
- [24] S. Goto, K. Yamazaki, T.H. Doan, Y. Funakawa, and O. Umezawa, 2020: “*Modeling of Surface Crack Defects Developed on Shear Edge in High-Strength Automotive Steel Sheets,*” *ISIJ Int.*, 60(1), in press.
- [25] T. Kunitake and H. Ohtani, 1967: *Tetsu-to-Hagané*, vol. 53, p. 1280.
- [26] J.F. Kiefner, W.A. Maxey, R.J. Eiber, A.R. Duffy, 1973: *ASTM STP 536*, p. 461.

第 5 章 円周溶接継手強度に及ぼす溶接後熱処理の影響

5.1. 緒言

ケーシングパイプに用いる鋼管は一本あたり 12 mm 程の長さであり、資源掘削に使用する場合には鋼管の先端と尾端を繋いで使用する。鋼管同士の接続は、鋼管の先尾端に取り付けられた鍛造特殊鋼の機械的ねじ（コネクタ）を介して行われる。このとき鋼管とコネクタは円周溶接（Girth weld）によって接合される。

円周溶接では溶接部に残留応力が生じる。残留応力は疲労特性や低温靱性を低下させる原因となるため、これを除去する目的で溶接後熱処理（Post weld heat treatment: PWHT）を行なうのが一般的である。ケーシングパイプの PWHT はコネクタを先尾端に円周溶接した鋼管を電気炉に挿入して行なわれることが多く、円周溶接部のみでなく鋼管母材部も PWHT と同じ温度に晒される。PWHT の加熱温度を上げることは、残留応力除去時間の短縮という点で利点があるが、加熱温度が高すぎると製造ままの鋼管強度を維持できなくなる恐れがある。そして、これは合金元素が比較的少ない TMCP 鋼において顕著となる可能性がある。

規格強度を損なうことのない PWHT の条件範囲を提示することは、ユーザーが合理的に PWHT を行なうに当たっての有益な情報となることに加え、誤った PWHT を防止する意味で重要である。また、通常行われている PWHT 条件において強度低下を生じないことをそのメカニズムとともに示すことは、鋼管の耐破壊信頼性の向上に繋がる。

円周溶接の PWHT はケーシングに限らず行なわれる。特に耐サワー仕様（湿潤硫化水素ガス環境で水素誘起割れが生じないことを規定された仕様）のラインパイプについて行なわれ、この場合の PWHT は敷設現地で円周溶接部に電熱線を巻き付けて行なう。この場合でも電熱線の幅は円周溶接部に対して十分に広く取られるので、母材部も同時に PWHT の加熱温度に加熱される。

Batista ら [1] は API X65 級耐サワー仕様 UOE 鋼管の引張特性に及ぼす応力除去処理の影響を調べている。調査した UOE 鋼管原板は TMCP によって製造された 0.04C-1.42Mn-0.3Si-0.044Nb-0.014Ti-0.20Cu-0.26Ni (mass%) の厚鋼板である。Batista らの結果では、595 °C で 1 h の PWHT 処理で管周方向の母材降伏強度は

35 MPa 低下しており、これは UOE 鋼管成形工程（U 成形→O 成形→拡管（expansion））の一つである拡管プロセスでの加工硬化が消失するためとしている。Groeneveld ら [2] もまた、低炭素鋼（0.02～0.07% C）を用いた X70～X80 級 UOE 鋼管で PWHT による強度低下を報告している。Groeneveld らの調査によれば、TMCP で製造された原板を用いた鋼管の降伏強度と引張強度は、PWHT によって約 10%～14% 低下する。一方で Groeneveld ら [3] の異なる調査では、0.08% V を含有する X70 級電縫鋼管は逆に PWHT によって降伏強度は上昇するとしている。Toyoda ら [4] は蒸気管（Steam distribution pipe）用途を念頭に、0.04C-1.7Mn-Cu, Ni, Mo, Nb, V（mass%）の化学成分を有する X80 級電縫鋼管について、室温～450 °C に加熱した際の引張特性変化を調べている。その結果、400 °C までの高温引張特性は室温引張特性とほとんど変化しなかったとしている。

以上の結果から、PWHT に相当する熱処理後の引張特性は鋼管製造プロセス、化学成分および熱処理条件に依存して変化するものと予測される。

本章では、第 2 章で得た知見を活用して開発した海底天然ガス田のサーフェイスキューリングパイプ用途のに開発した X80 級電縫鋼管を用いて円周溶接熱処理後の引張特性を評価した。加えて、母材部から採取した小型試験片に PWHT 相当の熱処理を行なうことで PWHT の加熱温度と保持時間の許容範囲を調べた。さらに PWHT 後のシャルピー靱性についても調べた。

5.2. 実験方法

5.2.1. 継手引張試験

本章で用いた API X80 級鋼管は 0.05C-0.2Si-1.6Mn-0.06Nb (mass%) をベースに少量の Mo と Ti を添加した化学成分を有する。この電縫鋼管は高周波電気抵抗溶接法 (High frequency electric resistance welding: HFW) により製造された外径 558.8 mm、肉厚 25.4 mm の鋼管である。HFW プロセスでは、熱延鋼板を冷間ロールフォーミングによって筒状に成形し、高周波電流を用いた電気抵抗溶接により鋼管長手溶接を行ない、次いで長手溶接部の溶接組織を除去するためのインライン熱処理を施した。熱延鋼板素材は TMCP (Thermo-mechanical controlled processing: 加工熱処理プロセス) と加速冷却を適用して製造した。Table 5-1 に本章で用いた電縫鋼管母材部の機械的特性を示す。また Table 5-2 に電縫鋼管溶接部の管周方向引張強度 (Cross-weld tensile strength)、フルサイズ 2 mm V ノッチシヤルピー吸収エネルギー、CTOD (Crack tip opening displacement) 試験値を示す。Table 5-1 と Table 5-2 に示すそれぞれの値は API 5L 規格に準拠した試験方法により求めたものである。 $R_{t0.5}$ 、 R_m および A_f はそれぞれ降伏強度 (0.5% 公称ひずみオンセットの流動応力)、引張強度および全伸びを表す。

Table 5-1. Mechanical properties of base metal of API X80 HFW steel pipe used

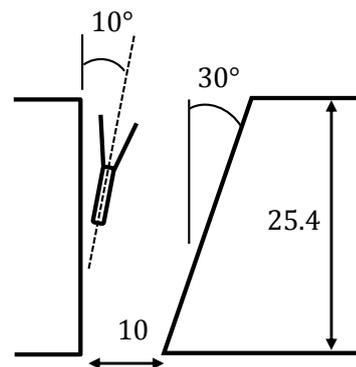
Direction	Position from Weld seam (°)	$R_{t0.5}$ (MPa)	R_m (MPa)	$R_{t0.5}/R_m$	A_f (%)
Longitudinal	90	621	682	0.91	48
Longitudinal	180	640	689	0.93	46
Transverse	90	559	676	0.83	50
Transverse	180	596	689	0.87	48

Table 5-2. Tensile strength and toughness of longitudinal weld seam of API X80 HFW steel pipe used

Item	Cross weld Tensile test	Charpy impact test at Weld seam	CTOD test at Weld seam	
Temperature	Ambient	0 °C	0 °C	
Property	R_m (MPa)	vE (J)	Shear area (%)	CTOD (mm)
Result	684	245	100	0.846
		290	100	0.557
		245	100	0.912

Table 5-3. Girth welding conditions

Welding method / Welding consumable / Shielding gas	TIG (1st pass) / TG-S62 (Dia. 2.4 mm) / 100 % Ar TIG (2nd pass)/TG-S90 (Dia. 2.4 mm) / 100 % Ar Auto-MAG (3rd-final)/MG-S80 (Dia. 0.9 mm)/80 % Ar + CO ₂
Tilt angle of welding torch in Auto-MAG	10°
Groove configuration	Single bevel
Bevel	30°
Root gap	10 mm
Root face	0 mm
Pre-heating	Not applied
Inter-pass temperature	200 °C
Heat input	20 kJ/cm



上記電縫鋼管を用いて、**Table 5-3** に示す条件で突合せ継手（Butt weld）を作製し、PWHT を施した後の円周継手引張強度を評価した。開先形状は 30° のレ型（Single bevel）とした。1 パス目（Root pass）と 2 パス目（Hot pass）はタングステン不活性ガス（Tungsten inert gas: TIG）溶接で行ない、3 パス目以降（Filler）および最終パス（Cap）はマグ（Metal active gas: MAG）溶接で行なった。溶接入熱は 20 kJ/cm に設定した。円周溶接中に入熱量を一定とするために Filler 以降は溶接トーチを固定し、繋ぎ合わせるパイプを回転させて下向き溶接で行なった。円周溶接部が長手方向中央部となるように、長手 450 mm 、幅 150 mm の試験体を切り出して PWHT を模擬した熱処理を施した。試験体は長手溶接部から 90° の位置から採取した。

PWHT 模擬熱処理は $625^\circ\text{C} \sim 675^\circ\text{C}$ の条件で大気炉にて行なった。熱処理中の試験体温度は表面に接触させた熱電対により測定した。保持時間は 2 h とし、保持中の温度変動を $\pm 1^\circ\text{C}$ に制御した。熱処理終了後、試験体を炉から取り出して大気中で室温まで冷却した。

PWHT 模擬熱処理を施した試験体から、余盛部（Excess metal）を残したままの継手引張試験片を作製した。**Fig. 5-1** に引張試験片の採取位置と形状を示す。平行部幅と長さはそれぞれ 30.8 mm と 60 mm であり、円周溶接部は平行部長の中央となるように加工した。API 5L 規格にしたがって引張試験を行ない、 $R_{t0.5}$ 、 R_m および A_f を求めた。

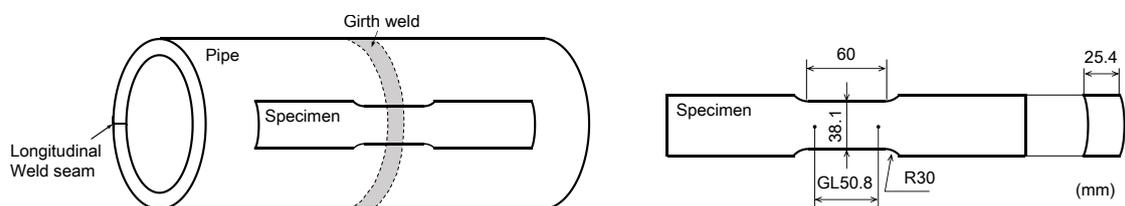


Fig. 5-1. Geometry and dimensions of girth weld tensile test specimen

ミクロ組織観察は、管長手方向と板厚方向を X-Y 方向とした断面について、光学顕微鏡と走査電子顕微鏡に備え付けた電子後方散乱回折 (Electron backscatter diffraction: EBSD) 法を用いて行なった。光学顕微鏡試料は一般的な研磨方法で鏡面まで仕上げ、2%ナイトール溶液で腐食した。EBSD 解析用試料は 0.25 μm ダイヤモンドペーストと 0.05 μm アルミナ懸濁液を用いて仕上げた。EBSD 測定は電界放出型 SEM (JEOL JSM-7001F) に備え付けた CCD カメラ (EDAX Hikari Camera) を用いてステップサイズ 0.5 μm 、測定領域 400 μm \times 300 μm の範囲で行なった。測定した EBSD パターンを専用ソフトウェア OIM Analysis ver. 7.3 で解析した。

母材部における PWHT 模擬熱処理前後の Nb 炭化物の析出形態を調べるため、加速電圧 200 kV の透過電子顕微鏡観察 (Transmission electron microscopy: TEM) を行なった。TEM 用試料は直径 3 mm の薄膜ディスク試料を 90%酢酸 (Acetic acid) + 10%過塩素酸 (Perchloric acid) 電解液で電解研磨して作製した。加えて、抽出残渣により Nb 炭化物のサイズごとの定量分析を行なった。抽出残渣では 10%アセチルアセトン + 1%塩化テトラメチルアンモニウム + メタノール溶液 (10%AA 系電解液) 中で析出物を電解抽出して、孔径 100 nm と 20 nm のアルミナフィルタを用いて析出物サイズを 100 nm 超え、20~100 nm および 20 nm 未満のサイズに分別した。分別収集された析出物をフィルタサイズごとに酸溶解して、誘導結合プラズマ (Inductively coupled plasma, ICP) 発光分析法により析出物中の Nb 量濃度を求めた。本研究において上記抽出残渣で 20 nm 未満に分別された Nb 炭化物は、析出物分散強化を通じて母材部の強度に寄与するものとして扱った。

5.2.2. 溶接後熱処理の強度への影響評価

上述の外径 558.8 mm、肉厚 25.4 mm の X80 級電縫鋼管の母材部を用いて、PWHT 条件と母材部強度の関係を広範囲に調べた。PWHT 模擬熱処理は電縫鋼管母材部から切り出した小型試片を用いて大気炉内にて行なった。熱処理条件は 600 $^{\circ}\text{C}$ \times 2 h、6 h、および 10 h、650 $^{\circ}\text{C}$ \times 2 h、6 h および 10 h、そして 700 $^{\circ}\text{C}$ \times 2 h、6 h とした。熱処理を行なった小型試片から平行部直径 6 mm、平行部長さ 30 mm の丸棒引張試験片を加工して引張試験を行なった。このとき引張試験片は、引張方向が管周方向と管長手方向となるように採取した。引張試験は標点距離 25 mm としてクロスヘッド速度を 5 mm/min の一定速として行なった。

5.3 実験結果

5.3.1. 溶接後熱処理後の継手引張特性

Table 5-4 に円周溶接ままと PWHT 模擬熱処理後の円周溶接部継手引張結果を示す。熱処理温度 625 °C と 675 °C では、 $R_{t0.5}$ と R_m は API の X80 級 ($R_{t0.5} \geq 555$ MPa、 $R_m \geq 625$ MPa) を満足した。なお、継手引張試験片の応力を求める際は、試験片平行部両端で断面積を測定し、破断位置に近い方の断面積を採用した。

Table 5-4. Tensile properties of girth weld of X80 HFW pipe without and with simulated PWHT heat treatment.

PWHT condition	$R_{t0.5}$ (MPa)	R_m (MPa)	$R_{t0.5}/R_m$	Fracture position
As-welded	672	714	0.94	Base metal
625 °C	658	716	0.92	Base metal
675 °C	632	688	0.92	Base metal

継手引張試験においては、強度が規格値を満足することに加えて破断位置が母材部であることも重要視される。各試験片の破断位置のマクロ写真を Fig. 5-2 に示す。すべての試験片で破断位置は母材部であった。Fig. 5-2 に示すいくつかの試験片では“セパレーション”（肉厚中央部の引張方向に沿った割れ形態）が認められた。このセパレーションはネッキングが開始した後の破断直前のタイミングで発生する [5] とされるので継手引張特性にほとんど影響はないと考えられる。Fig. 5-3 に 625 °C で PWHT 模擬熱処理した継手引張試験片の引張試験前後のビッカース硬さのプロファイル変化を示す。ビッカース硬さは表面から 1.5 mm の位置で荷重 10 kgf、間隔 0.5 mm で測定した。継手引張部は溶接金属の方が母材部より硬く（オーバーマッチの溶接）、熱影響部（Heat affected zone: HAZ）は軟化していた。硬さプロファイルから判断される軟化 HAZ 幅は約 1.5 mm であり、Fig. 5-2 に示すマクロ写真でも同程度の HAZ 幅が観察される。

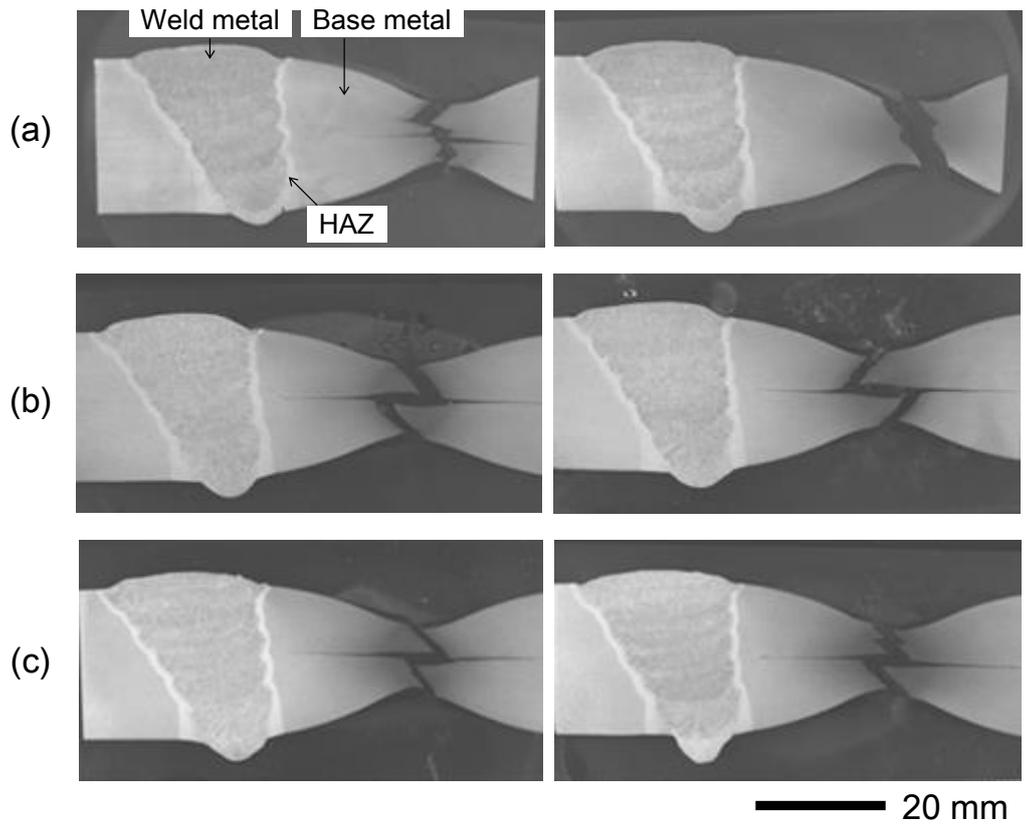


Fig. 5-2. Macrographs of girth weld tensile specimens: (a) as-welded, (b) PWHT625 °C, and (c) PWHT675 °C

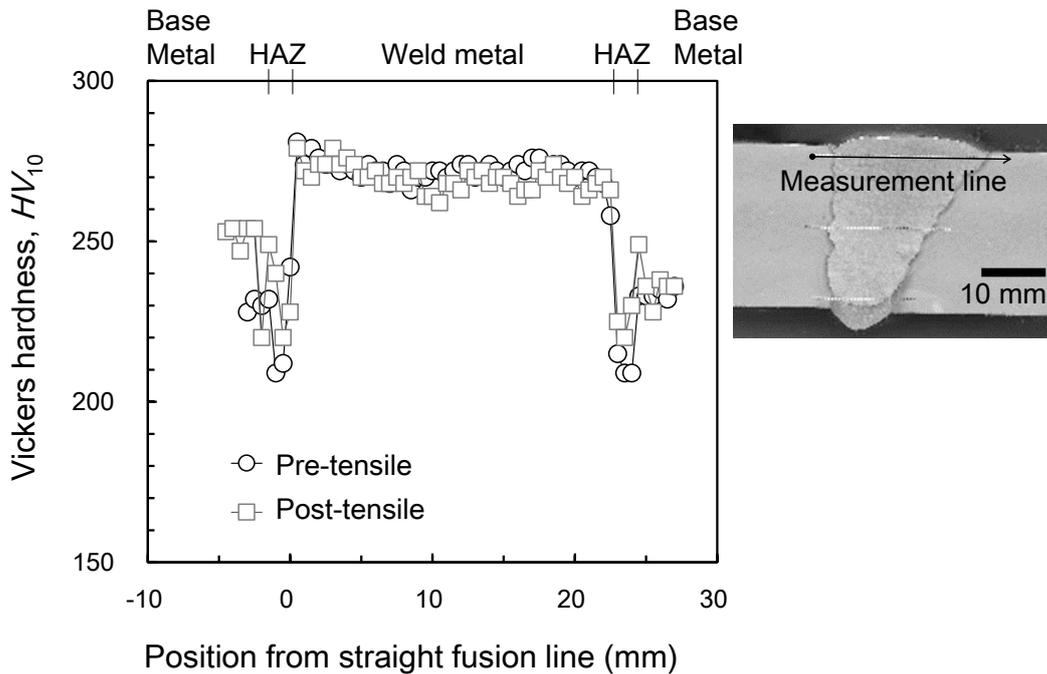


Fig. 5-3. Pre-tensile and post-tensile hardness profiles of girth weld (heat treatment at 625 °C for 2 h)

継手引張強度は“相対板厚”によって影響されることが知られている [6]。相対板厚は、板厚に対する HAZ 軟化幅の比率で表される (板厚/軟化幅)。引張試験中、軟化 HAZ 部は母材部に優先して変形を開始してわずかなネッキングを生じるが、軟化幅が板厚に対して十分に小さければ隣接する溶接金属や母材部による塑性拘束が起こり、軟化 HAZ 部の応力三軸度が増加する (塑性変形が生じにくい応力状態となる)。その結果、オーバーマッチ溶接の場合では引張の主な変形は母材部で起こるようになる。X65~X80 級 UOE 鋼管の軟化 HAZ 部を含む継手引張試験結果 [7]によれば、HAZ 部で破断が生じるのは相対板厚が 0.2 を超えた場合である。本実験の相対板厚は $1.5 \text{ mm}/25.4 \text{ mm} = 0.06$ と 0.2 未満であり、軟化幅が板厚に対して十分に小さいので継手引張試験の破断位置が母材部となったと考えられる。**Fig. 5-3** に示す HAZ 部近傍の硬さプロファイルでも引張前後で変化は認められず、この結果からも引張変形は主として母材部で生じていたと考えられる。

Fig. 5-4 に円周溶接ままの試験片と PWHT 模擬熱処理後の試験片の応力ひずみ

関係を示す。これまで述べてきたように、HAZ 部は塑性拘束によりほとんど変形せず溶接金属も母材部より硬いので、Fig. 5-4 に示す PWHT 模擬熱処理による応力ひずみ関係の変化はほとんど母材部の応力ひずみ関係の変化として捉えることができる。

Fig. 5-5 に円周溶接ままサンプルと PWHT 模擬熱処理後サンプルの母材部光学顕微鏡写真を示す。マイクロ組織はいずれもベイニティックフェライト単相であり、熱処理後のサンプルにおいて光学顕微鏡で確認できるほどの大きなセメントイトは認められなかった。

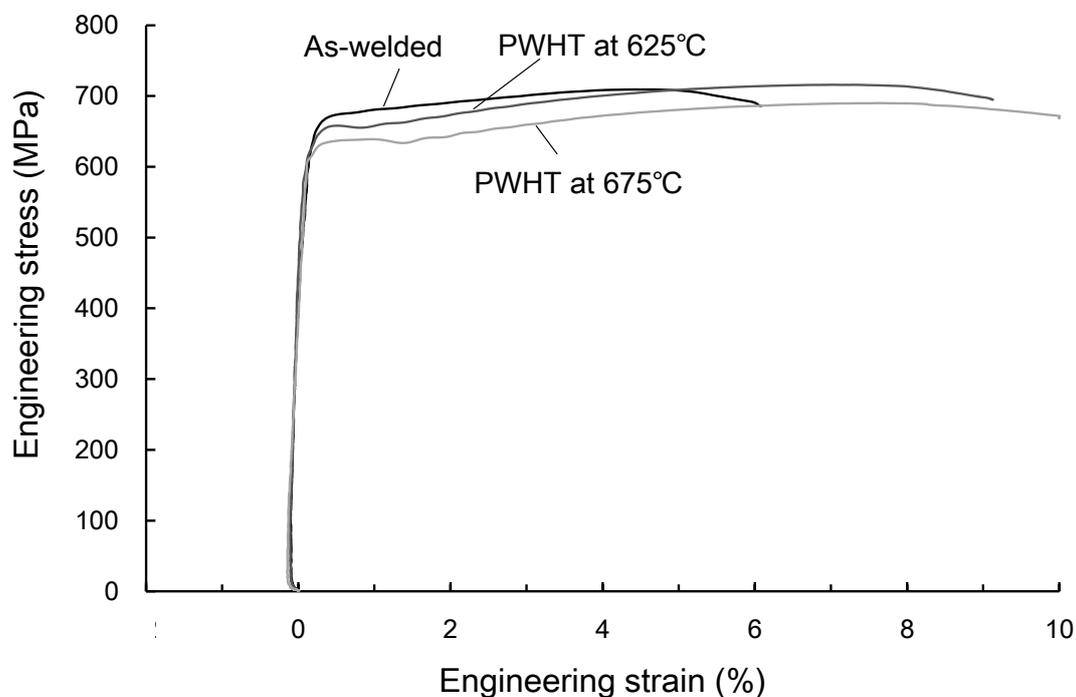


Fig. 5-4. Relation between stress and strain in girth weld tensile tests

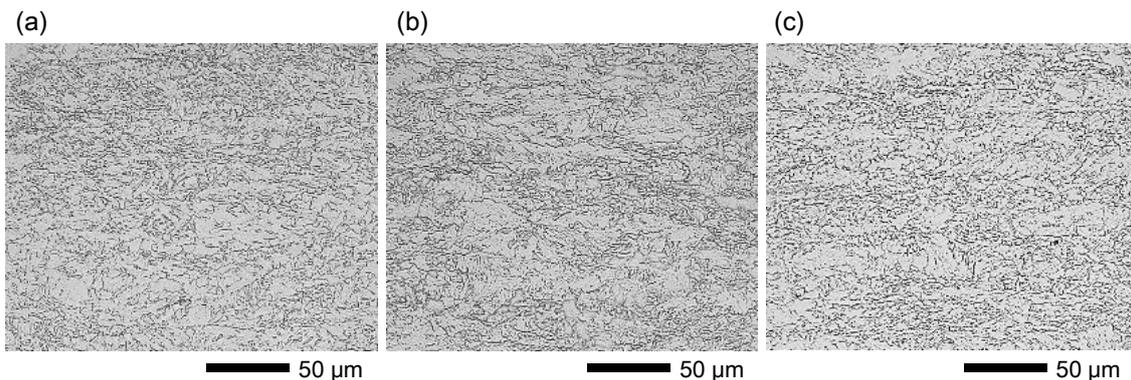


Fig. 5-5. Optical micrographs of base metal of specimens: (a) as-welded, (b) heat-treated at 625 °C, and (c) heat-treated at 675 °C

5.3.2. 引張特性に及ぼす溶接後熱処理の影響

X80 級電縫鋼管の適切な PWHT 条件を決定するために、保持温度と保持時間の強度 ($R_{t0.5}$ と R_m) に及ぼす影響を評価した。保持温度と保持時間に対する強度変化を次式で表記される焼戻しパラメータ P [8] で整理した。上記の継手引張試験結果にもとづけば継手引張挙動は母材部の変形に支配されると考えられるため、評価位置を母材部として種々の PWHT 模擬熱処理を行なった。

$$P = T(\log t + A) \quad (5-1)$$

ここで、 A は炭素量の関数 ($A = 21.3 - 5.8[C]$ 、 $[C]$ は mass%炭素量) であり本実験の供試鋼管では $A = 21.0$ と計算される。 $T(^{\circ}\text{K})$ と $t(\text{h})$ はそれぞれ、PWHT 模擬熱処理における保持温度と保持時間である。

Fig. 5-6 に母材強度変化を焼戻しパラメータ P で整理した結果を示す。 $P = 20,000$ までは $R_{t0.5}$ と R_m の変化は無く、この範囲の PWHT 条件であれば強度への影響は極めて少ない。 $P = 20,000$ となる条件は、保持温度が 625 °C であれば保持時間 16 h、保持温度が 675 °C であれば保持時間 1 h に相当する。 P が 20,000 を超えると、 $R_{t0.5}$ と R_m は 7 MPa~8 MPa/100P の割合で低下した。

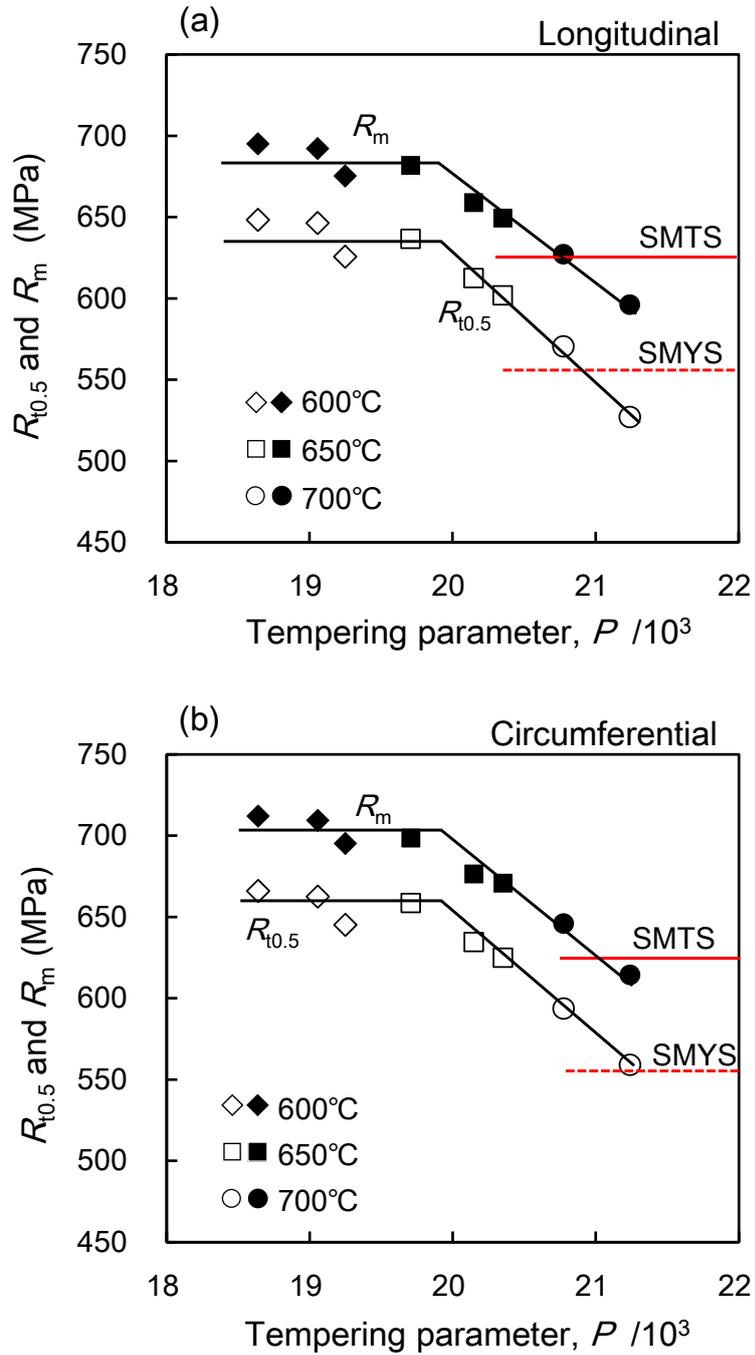


Fig. 5-6. Yield strength and tensile strength of base metal as function of tempering parameter with PWHT soaking temperatures of 600 °C, 650 °C, and 700 °C and soaking times of 2 h, 6 h, and 10 h in (a) longitudinal direction and (b) circumferential direction

5.4. 考察

ここでは、実継手を加熱温度 625 °C と 675 °C、保持時間 2 h の PWHT 模擬熱処理を行なったときの継手引張試験片母材部の析出物形態、結晶粒径および転位密度の変化を調べ、PWHT 模擬熱処理後に X80 級強度が維持された理由を考察する。

5.4.1. 溶接後熱処理による析出物の変化

Fig. 5-7 に熱処理前の母材部と 625 °C で 2 h の PWHT 模擬熱処理を行なった母材部の TEM 明視野像を示す。625 °C 熱処理材では平均サイズ 12 nm の析出物が観察された。エネルギー分散型 X 線分光分析の結果、この炭化物は NbC であった。**Fig. 5-8** に熱処理前と 625 °C 熱処理後および 675 °C 熱処理後のサンプルにおいて、抽出残渣で捕捉された NbC のサイズ分別結果を示す。**Fig. 5-8** の各サイズ等級の NbC 量は、NbC 中に含まれる Nb 量である。熱処理後では、固溶 Nb 量が減少し、代わりに 20 nm 未満の微細な NbC 析出が増加した。この結果は、熱処理によって新たに析出する NbC が熱処理後の強度が向上することを示唆する。そこで、熱処理によって析出した NbC の強度への寄与を **Eq. 5-2** の Ashby-Orowan 式 [9] により見積もった。

$$\sigma = 5.9 \frac{\sqrt{f}}{d} \ln \left(\frac{d}{b} \right) \quad (5-2)$$

ここで、 f 、 $d(\text{nm})$ および $b(\text{nm})$ はそれぞれ、NbC 析出物の体積分率、NbC の平均粒径 (625 °C 熱処理材では 12 nm、675 °C 熱処理では 18 nm) および Burgers ベクトルの大きさ (0.248 nm) である。NbC の体積分率 f は **Eq. 5-3** より求める。

$$f = \frac{A_{\text{NbC}} \rho_{\text{Fe}}}{A_{\text{Nb}} \rho_{\text{NbC}}} \cdot \frac{C_{\text{Nb}}}{100} \quad (5-3)$$

ここで、 A_{NbC} と A_{Nb} (g/mol) はそれぞれ NbC (= 104.9) と Nb (= 92.9) の原子量であり、 ρ_{Fe} と ρ_{NbC} (g/cm³) はそれぞれ、 α 鉄 (= 7.85) と NbC (= 7.6) の密度で

ある。 C_{Nb} (mass%) は 20 nm 未満の NbC 析出物中に存在する Nb 量であり、**Fig. 5-8** に示す値である。

Eq. 5-2 と **Eq. 5-3** から計算した NbC による強度上昇量 $\Delta\sigma$ は、625 °C 熱処理材で $\Delta\sigma = 37$ MPa、675 °C 熱処理後で $\Delta\sigma = 27$ MPa となった。

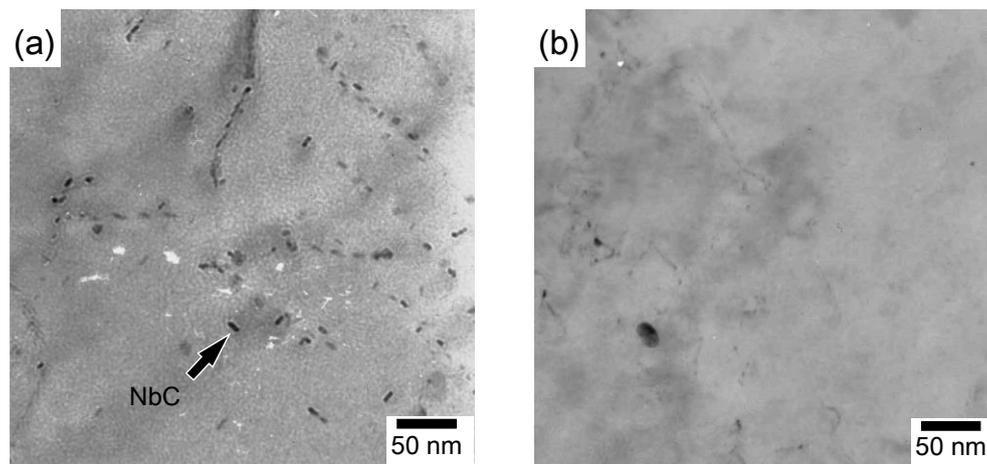


Fig. 5-7. Transmission electron micrographs of base metal portion of girth weld tensile specimens: (a) with heat treatment at 625 °C for 2 h and (b) before heat treatment

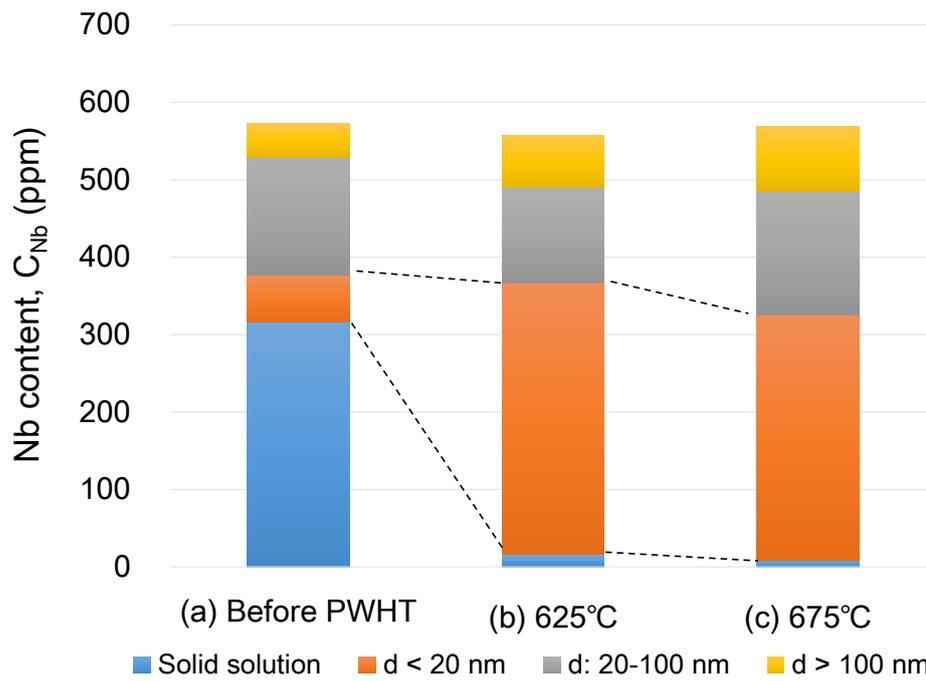


Fig. 5-8. Concentration of niobium in NbC precipitates and in solute niobium: (a) before heat treatment, (b) with heat treatment at 625 °C for 2 h, and (c) with heat treatment at 675 °C for 2 h, measured by classifying extraction residue method

5.4.2. 溶接後熱処理による下部組織の変化

Fig. 5-9 に PWHT 模擬熱処理前後の母材部の結晶粒径分布を示す。Fig. 5-9 は個数割合に結晶粒サイズの重み付け (Area-weighted) した分率を示したもので、EBSD 解析ソフト OIM Analysis の Grain diameter ツールにより自動的に描画される。ここで、結晶粒界は 5° 以上の方位差 (misorientation angle) で定義した。EBSD 解析の方位差 5° 粒界は従来のエッチングと光学顕微鏡で観察した際に認められる粒界とよく一致するとされている [10]。

PWHT 模擬熱処理前のサンプルの平均結晶粒径 d_M は $5.4 \mu\text{m}$ 、 625°C 熱処理サンプルの d_M は $5.6 \mu\text{m}$ 、 625°C 熱処理サンプルの d_M は $6.8 \mu\text{m}$ であった。Fig. 5-9 において PWHT 模擬熱処理温度 675°C では $20 \mu\text{m}$ を超える粗大粒の割合が増加しており、熱処理によって粒成長が生じたと考えられる。

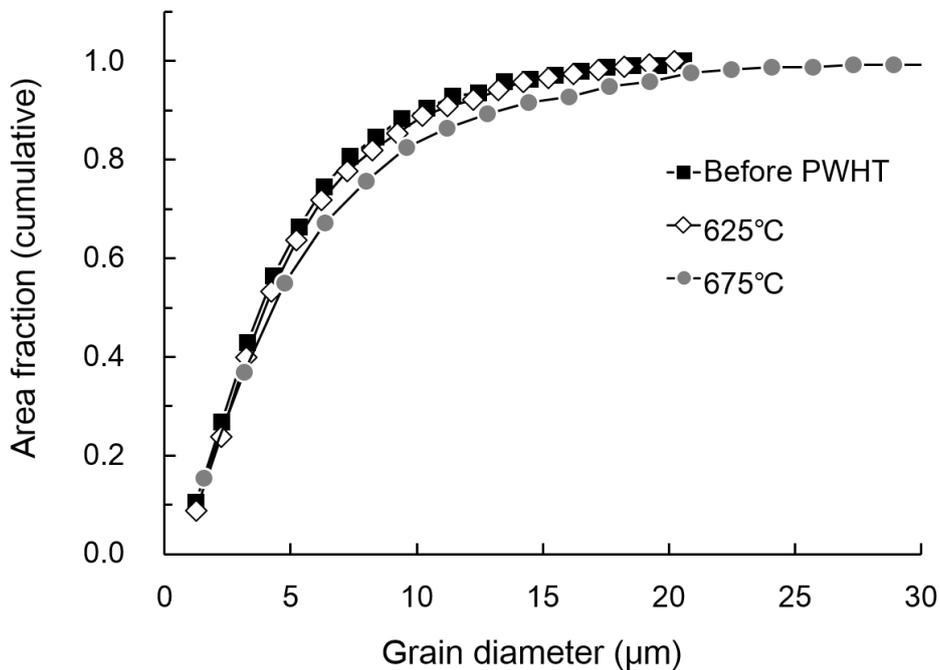


Fig. 5-9. Cumulative area fraction of grain size defined by misorientation angle of 5° or more in before PWHT sample and heat-treated samples

Hall-Petch 関係 [11, 12] としてよく知られているように、流動応力は結晶粒径の $-1/2$ 乗に比例するため、結晶粒径の粗大化は強度低下の要因となる。低炭素鋼では、降伏応力 σ (MPa) と平均粒径 d_M は $\sigma = 100 + 600/\sqrt{d_M}$ の関係で与えられている [13]。

しかしながら、PWHT 模擬熱処理の下部組織への影響という意味では、結晶粒径の影響に加えて、転位組織の回復の影響も考慮に加えるべきであろう。そこで、熱処理後の転位密度を X 線回折 (X-ray diffraction: XRD) で評価した。XRD プロファイルは Cu K α 1 線源を用いた通常のディフラクトメータを用いて測定した。BCC 鉄の(110)、(211)、および(220)反射面の回折プロファイルを使って転位密度を解析した。本研究の転位密度評価では、Eq. 5-4 で与えられる Williamson-Hall の関係 [14] を用いた。

$$\frac{\Delta 2\theta \cos \theta}{\lambda} = \frac{0.9}{D} + 2\varepsilon \frac{\sin \theta}{\lambda} \quad (5-4)$$

ここで、 $\Delta 2\theta$ (rad)、 θ (rad)、 λ (m)、 D (m) および ε はそれぞれ、XRD ピークの半価幅 (full width at half maximum)、回折角、X 線波長 (Cu 線源では 1.54×10^{-10} m)、結晶子サイズおよびひずみである。Eq. 5-5 の右辺 $\Delta 2\theta \cos \theta / \lambda$ と左辺 $\sin \theta / \lambda$ の関係をプロットして、その傾きから D を、切片から ε をそれぞれ求める。

転位密度 ρ (m^{-2}) は Eq. 5-5 [15, 16] を用いて求めた。Eq. 5-5 には結晶子サイズ D (\equiv 結晶粒径) とひずみ ε の項が含まれており、熱処理による結晶粒粗大化とひずみ緩和 (転位の回復) の二つの影響を同時に評価できるものと考えられる。

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}\varepsilon}{Db} \quad (5-5)$$

PWHT 模擬熱処理前の母材転位密度 ρ は $2.45 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ であった。625 °C と 675 °C で PWHT 模擬熱処理を施した後の母材転位密度はそれぞれ、 $1.27 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ と $0.77 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ であった。このように結晶粒粗大化影響も加味された転位密度は熱処理温度の上昇とともに減少することがわかった。

転位密度 ρ の平方根と材料強度の間には線形関係が存在することが、Eq. 5-6 に示す Bailey-Hirsch の関係 [17] として知られている。

$$\Delta\sigma = \alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (5-6)$$

ここで、 G (GPa)はせん断弾性係数 (= 80)、 α は材料定数である。

Fig. 5-10 に $\rho^{1/2}$ と $R'_{t0.5}$ の関係を示す。ここで $R'_{t0.5}$ は、PWHT 模擬熱処理によって析出した NbC による析出物分散強化分を除いたときの円周溶接継手引張試験片の降伏強度である。すなわち、 $R'_{t0.5}$ は Table 5-4 の $R_{t0.5}$ から Eq. 5-2 と Eq. 5-3 から見積もった NbC による強化分 37 Ma と 27 MPa をそれぞれ差し引いたものである。

Fig. 5-10 の $R'_{t0.5}$ は $\rho^{1/2}$ に対して直線的に変化し、Bailey-Hirsch の関係を満足した。この結果は、複数の強化機構の効果を含んだ溶接継手引張の $R_{t0.5}$ から析出物分散強化の効果を差し引いた $R'_{t0.5}$ が、転位強化による強化分のみに対応することを示すものであり、本研究では析出物分散強化と転位密度強化の間に加算則が成り立つと考えられる。

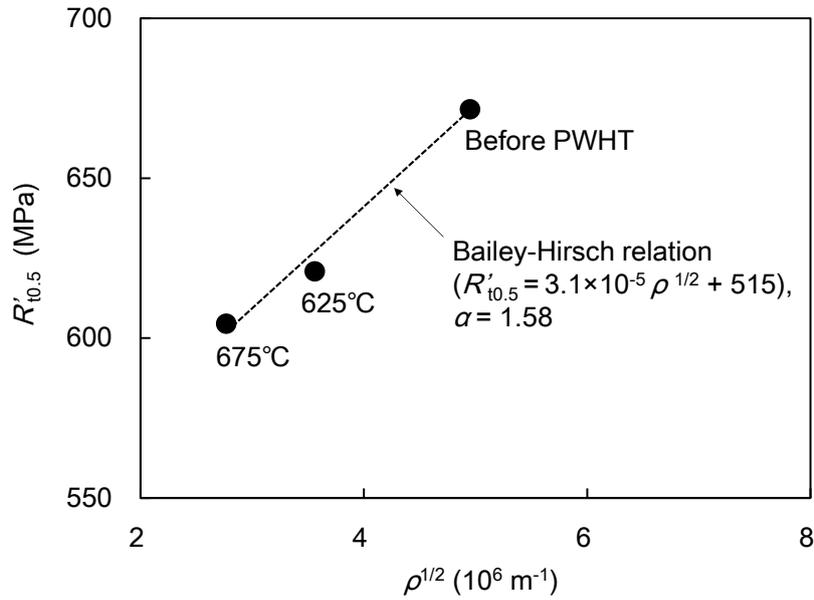


Fig. 5-10. Relation between yield strength in girth weld tensile test excluding precipitation hardening ($R'_{t0.5}$) and square root of dislocation density

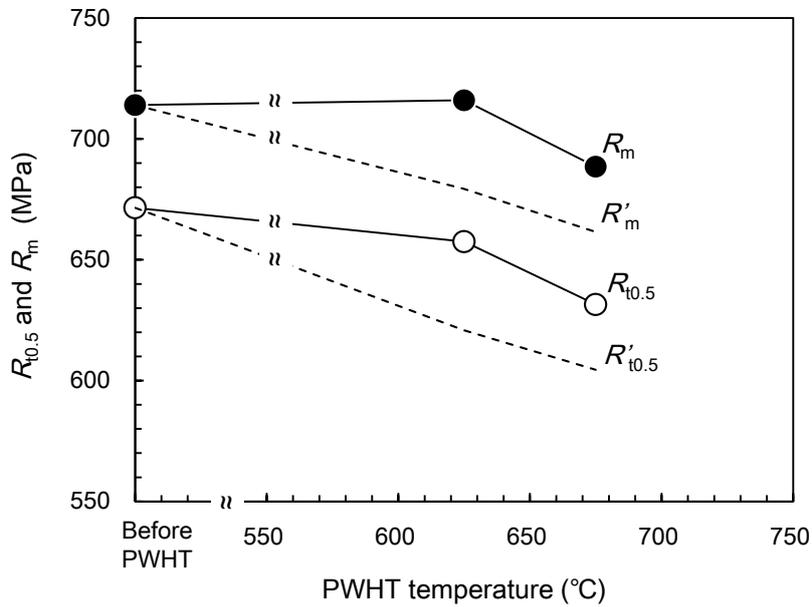


Fig. 5-11. Yield strength ($R_{t0.5}$) and tensile strength (R_m) of girth weld before PWHT, with heat treatment at 625 °C for 2 h, and with heat treatment at 675 °C for 2 h. Estimated yield strength ($R'_{t0.5}$) and tensile strength (R'_m) considering only grain growth and dislocation recovery were shown with broken line.

Fig. 5-11 に円周溶接継手引張の $R_{t0.5}$ と R_m の PWHT 模擬熱処理温度に対する変化を示す。図中には、析出物分散強化の影響を差し引き転位組織の回復による影響のみを考慮した $R'_{t0.5}$ と R'_m も破線で示す。仮に PWHT 模擬熱処理中に NbC 析出が起こらなければ、回復と粒成長によって破線で示すような強度が低下したはずである。しかし、PWHT 模擬熱処理中に微細な NbC が析出し、分散強化が働くため、実際には PWHT 後の大きな強度低下が抑制されたと考えられる。

次に、Nb 添加量の耐 PWHT 特性への影響を調べた。供試材は、実験室で真空溶解と熱間圧延により作製した。化学成分は 0.05C-1.6Mn-0.3Si をベースに、Nb 添加量を 0.00 %~0.06 %の範囲で変化させた。溶製したインゴットを 1200 °C で 1 h 溶体化処理し、仕上温度 800 °C の条件で熱間圧延した後、500 °C の冷却停止温度まで水冷した。その後、冷却停止温度と同じ温度に設定した電気炉内へ挿入し 1 h 保持し、炉冷した。作製した実験室鋼板に 625 °C×2 h の PWHT 模擬熱処理を施した。PWHT 模擬熱処理後の鋼板から、引張方向が板幅方向となるように平行部直径 6 mm の丸棒試験片を採取して PWHT 模擬熱処理前後の強度変化を調べた。なお、この実験は鋼板について行なったものでありパイプ成形時の造管ひずみの影響は考慮していない。

Fig. 5-12 に PWHT 模擬熱処理前後の $R_{t0.5}$ と R_m の変化量 ($\Delta R_{t0.5}$ と ΔR_m) と Nb 添加量の関係を示す。Nb 添加量増加にともなって $\Delta R_{t0.5}$ と ΔR_m は単調に増加した。その傾きは 0.01 %Nb あたり $\Delta R_{t0.5}$ で 5.3 MPa、 ΔR_m で 5.6 MPa であった。Nb 添加量が低下すると PWHT 模擬熱処理後の強度が低下することから、Nb 添加が NbC 析出を通じて PWHT による強度低下を抑制するものと考えられる。

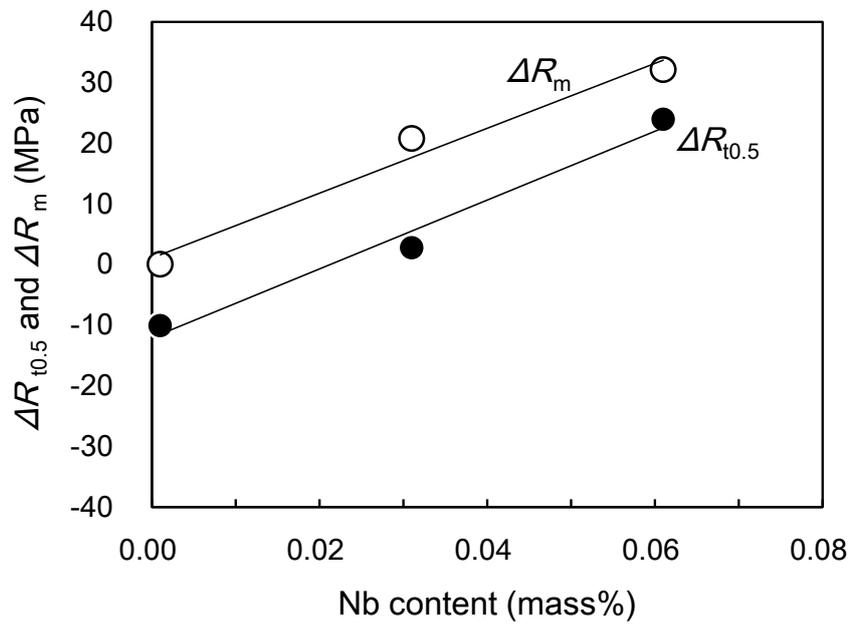


Fig. 5-12. Effect of Nb content on changes in yield strength ($\Delta R_{t0.5}$) and tensile strength (ΔR_m) after PWHT

5.4.3. 溶接後熱処理によるシャルピー衝撃特性の変化

上記の検討結果から Nb 添加は PWHT 後の強度維持に有効な元素といえる。しかし一方で、円周溶接の入熱に依存するものの、Nb 析出物は粗粒 HAZ (Coarse-grained heat affected zone: CGHAZ) の低温靱性を悪化させる可能性がある [18-20]。そこでシャルピー衝撃試験によって、0.06 %Nb 添加 X80 級電縫鋼管の HAZ 靱性を調べた。円周溶接は Table 5-3 に示すものと同一の条件で行なった。深さ 2 mm の V ノッチを有するフルサイズシャルピー試験片を肉厚中心位置より採取した。V ノッチは、V ノッチ底がストレート HAZ 部 (片側レ開先の直線側の HAZ) となるように円周溶接線方向に沿って加工した。延性脆性遷移温度は各試験温度で 3 本ずつ測定した延性破面率の平均値を用いて求めた。試験温度は 20 °C ~ -80 °C で行なった。

シャルピー衝撃試験の結果、今回の円周溶接条件では 625 °C × 2 h と 675 °C × 2 h のいずれの PWHT 条件においても、熱処理後 HAZ 部のシャルピー延性脆性遷移温度は -10 °C を示し、0 °C 吸収エネルギーは 100 J 超えであった。これは、ケーシングパイプ用途に必要な低温靱性を満足するものである。

耐 PWHT 特性を確保しつつ HAZ 部靱性のさらなる向上が必要となった場合には、Fig. 5-12 の結果 (Nb 添加量 0.01 % 減少で ΔR_m 5.6 MPa 減少) を参照することで PWHT 後の強度が規格下限強度を下回らない範囲で Nb 添加量を最小限とすることが対策のひとつと考えられる。

5.5. 小括

1. ケーシングパイプ用に開発した肉厚 25.4 mm の API X80 級電縫鋼管の円周溶接継手引張特性に及ぼす PWHT の影響を調べるため、実際に円周溶接を行ない 625 °C × 2 h と 675 °C × 2 h の PWHT 模擬熱処理を行なった。継手引張強度は API 規格の X80 級要求値を満足し、破断位置はすべての試験片で母材部であった。
2. PWHT によって粒成長と転位組織回復が生じるものの、PWHT 中の母材部に析出する微細な NbC が PWHT 後の強度低下を抑制する。
3. 種々の熱処理条件に対する耐 PWHT 特性を焼戻しパラメータを用いて評価した。強度は焼戻しパラメータが 20,000 となる条件まではほぼ一定で変化しない。焼戻しパラメータ 20,000 は、625 °C で 16 h 保持あるいは 675 °C で 1 h 保持の PWHT 条件に相当する。
4. 本研究の X80 電縫鋼管では、焼戻しパラメータが 21,000 となると規格要求強度を下回る。焼戻しパラメータ 21,000 は、625 °C で 216 h 保持あるいは 675 °C では 12 h 保持の PWHT 条件に相当する。
5. PWHT 後の HAZ 部シャルピー遷移温度は -10 °C、吸収エネルギーは 100 J を超えておりケーシングパイプに要求される低温靱性を満足する。

第 5 章の参考文献

- [1] G.Z. Batista, M.S. Menezes, A.F.F. Acuña, T.L. Silveira, C.R. Araújo, and E. Schneider, 2013: *Proceedings of Rio Pipeline Conference and Exposition*, Sep. 24–26, Rio de Janeiro, Brazil, Paper No. IBP1184_13.
- [2] T.P. Groeneveld, 1992: “Evaluation of Modern X70 and X80 Line Pipe Steels: Final Report,” Pipeline Research Council International, Columbus, OH, p. 101.
- [3] T.P. Groeneveld, 1992: “Evaluation of Modern X-70 HFER Line Pipe,” Pipeline Research Council International, Columbus, OH, p. 40.
- [4] S. Toyoda, S. Goto, T. Okabe, Y. Kato, S. Igi, T. Inoue, and M. Egi, 2014: *Proceedings of the 33rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, Jun. 8-13, San Francisco, Calif, Paper No. OMAE2014-23765.
- [5] T. Kawabata, K. Ogata, H. Nago, and Y. Okazaki, 2017: “Investigation on Formation of Separation Crack in TMCP Steel Plate,” National Preparation Meeting of JWS, p. 56.
- [6] K. Sato and M. Toyoda, 1971: *J. Jpn. Weld. Soc.*, 40, p. 885.
- [7] S. Endo, M. Nagae, M. Suga, H. Tsukamoto, H. Toma, and M. Ito, 1990: *Proceedings of the 9th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, Feb. 18–23, Houston, TX, p. 1.
- [8] J.D. Hollomon and L.D. Jaffe, 1945: *Trans. AIME*, 162, p. 223.
- [9] M.F. Ashby, 1966: *AIME Conference*, New York, p. 143.
- [10] A. Omori, S. Torizuka, K. Nagai, K. Yamada, and Y. Kogo, 2002: *Tetsu-to-Hagané*, 88, p. 857.
- [11] E.O. Hall, 1951: *Proc. Phys. Soc. Sect. B*, London, 64, p. 747.
- [12] N.J. Petch, 1953: *J. Iron Steel Inst.*, 174, p. 25.
- [13] M. Etou, S. Fukushima, T. Sasaki, Y. Haraguchi, K. Miyata, M. Wakita, T. Tomida, N. Imai, M. Yoshida, and Y. Okada, 2008: *ISIJ Int.*, 48, p. 1142.
- [14] G.K. Williamson and W.H. Hall, 1953: *Acta Metall.*, 1, p. 22.
- [15] G.K. Williamson and R.E. Smallman, 1954: *Acta Cryst.*, 7, p. 574.
- [16] H. Adachi, Y. Miyajima, M. Sato, and N. Tsuji, 2015: *Mater. Trans.*, 56, p. 671.
- [17] J.E. Bailey and P.B. Hirsch, 1960: *Philos. Mag.*, 5, p. 485.
- [18] G.R. Wang, T.H. North, and K.G. Lewis, 1990: *Weld. J.*, 69, p. 14.
- [19] Y. Li, D.N. Crowther, M.J.W. Green, P.S. Mitchell, and T.N. Baker, 2001: *ISIJ Int.*, 41, p. 46.
- [20] Y.G. Zhang, H.Q. Zhang, J.H. Li, and W.M. Liu, 2009, *J. Iron Steel Res. Int.*, 16, p. 73.

第 6 章 総括

本研究は、従来信頼性に劣るとされてきた電縫鋼管を厳しい環境で使用されるエネルギー開発用鋼管に適用することで、高難度エネルギー資源開発のコスト低減に寄与すること目的として取り組んだ。そのために、電縫鋼管の母材部と溶接部の耐破壊信頼性を向上させるための冶金学的因子とその制御方法を明らかにし、厳しい環境下での耐破壊性能に優れる高信頼性電縫鋼管の設計指針を提示した。

本論文では、1. 高強度厚肉電縫鋼管母材部の低温靱性に及ぼす化学成分と素材製造条件の影響、2. 島状マルテンサイト量、降伏比および低温靱性に及ぼす化学成分と素材製造条件の影響、3. 電縫溶接部の耐破壊性能に及ぼす介在物とマイクロ組織の影響、4. 円周溶接後熱処理の母材部強度への影響、の 4 項目を主題として取り上げた。以下に、本論文で得られた成果を総括する。

第 1 章では、エネルギー開発用鋼管に求められる破壊に対する性能と電縫鋼管の課題を述べ、研究の目的を示した。また、研究開発のアプローチのヒントとなる過去研究の成果についてまとめた。

第 2 章では、API X80 級電縫鋼管母材部の高靱性化を目的に、C 添加量によるベイニティックフェライト変態温度域の変化と、未再結晶域圧下率による結晶粒径均一性の変化に着目して、低温靱性向上のためのマイクロ組織制御技術について検討を行ない、次の結果を得た。

(1) C 添加量を 0.03 % とすることでベイニティックフェライト変態温度域は巻取温度と整合する 550~650 °C となり、一方でパーライト変態は 650 °C より高温側で生じるようになる。その結果、熱延工程においてベイニティックフェライト単相組織を得ることができる。

(2) C 添加量を低減することで、電縫溶接部のマイクロ組織もベイニックフェライト単相組織とすることができる。

(3) 未再結晶域圧下率の増加により CTOD 値は大きくなりシャルピー延性脆性遷移温度は低下する。未再結晶域圧下率が 30 % を超えると、CTOD 値は安定化

し、シャルピー遷移温度は $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下となる。

(4) 未再結晶域圧下率が増加すると低温靱性が良好となるのは、結晶粒径分布が均一となるためである。結晶粒径分布の均一性は EBSD 解析で得られる面積で重み付けした平均粒径で評価でき、未再結晶域圧下率の 23 % から 48 % への増加で、面積平均粒径は $15\text{ }\mu\text{m}$ から $8\text{ }\mu\text{m}$ に減少する。

第 3 章では、電縫鋼管の高変形能化を目的に、素材となる熱延鋼板のマイクロ組織制御による降伏比低減を研究した。低温靱性に優れる複相組織鋼板を開発すべく、島状マルテンサイトの降伏比への影響、焼入れ性向上元素である Mn、Mo、および Ni 添加の島状マルテンサイト量への影響および低温靱性に及ぼす島状マルテンサイトサイズの影響について検討を行ない、次の結果を得た。

(1) 低炭素鋼に Mn、Mo および Ni を最適なバランスで添加することで、ベイニティックフェライトに島状マルテンサイトが分散した複相組織熱延鋼板を熱延工程ままで得ることができる。そして島状マルテンサイトの量を増加させることにより熱延鋼板の降伏比を低下させることができる。そして島状マルテンサイト分率を 5 % 以上とすれば、降伏比は 85 % 以下となる。

(2) 焼入れ性向上元素 1 % 添加あたりの島状マルテンサイト分率増加は、Mo で 12.3 % ポイント、Mn で 9.5 % ポイント、Ni で 0.9 % ポイントである。したがって、ベイニティックフェライト-島状マルテンサイト複相組織熱延鋼板を得るためには Mo や Mn を活用することが効果的である。

(3) 複相組織化には巻取温度が影響し、連続冷却変態線図におけるベイニティックフェライト変態開始温度と変態終了温度の中央温度で冷却停止、保持すると第 2 相島状マルテンサイト量は最大となる。

(4) TMCP 適用により、島状マルテンサイトの最大サイズを $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下まで微細化すると、島状マルテンサイト分率が 10 % 未満の範囲では、シャルピー延性脆性遷移温度を $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下とすることができ、変形性能と低温靱性を両立できる。

第 4 章では、電縫溶接部の酸化物系介在物抑制とマイクロ組織制御を行なうことによりシャルピー靱性と電縫溶接部性能が向上することを示すことを目的に、酸化物系介在物のシャルピー延性脆性遷移温度への影響と溶接部マイクロ組織の低

低温脆性への影響を有限要素法と実験により検討した。実際の電縫鋼管を用いた低温水圧バースト試験を行なった。得られた結果は以下のとおりである。

(1) 介在物を含む場合の試験温度 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ での破壊は脆性支配であり、吸収エネルギーがほぼ 0 J となる。これに対して介在物を含まない場合は、試験温度 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ での破壊は延性破壊支配であり延性脆性遷移現象は現れない。

(2) 介在物が存在すると、介在物破壊が起点となった初期き裂が生じる。この介在物起点の初期き裂はマトリックスの延性破壊に先んじ起こる。その結果、吸収エネルギーは低下して延性脆性遷移温度が上昇する。

(3) 酸化物系介在物のサイズを約 $60\text{ }\mu\text{m}$ 未満に低減することと、電縫溶接部マイクロ組織を面積で重み付けした平均粒径が約 $4\text{ }\mu\text{m}$ の微細ベイニティックフェライトとすることによって、電縫溶接部のシャルピー延性脆性遷移温度は $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下にまで向上する。

(4) 酸化物系介在物制御と溶接部マイクロ組織制御を行なった電縫鋼管の低温水圧バーストリーク内圧は 34.3 MPa であった。この値は UOE 鋼管のデータベースで構築された Battelle の破壊予測値を上回るものであり、UOE 鋼管と同等以上の耐破壊性能を示した。

第 5 章では、外径 558.8 mm 、肉厚 25.4 mm の API X80 級電縫鋼管ケーシングパイプについて、埋設後の継手強度信頼性を向上させることを目的として、強度を損なうことのない円周溶接後熱処理条件の適正範囲を検討し、次の結果を得た。

(1) $625\text{ }^{\circ}\text{C} \times 2\text{ h}$ と $675\text{ }^{\circ}\text{C} \times 2\text{ h}$ の PWHT 後の継手引張強度は API X80 級を満足した。破断はすべて母材部で生じ、本研究の溶接条件では母材部強度が円周継手強度を支配する。

(2) PWHT 後の母材部強度は温度と保持時間の関数である焼戻しパラメータで整理でき、焼戻しパラメータを計算することで最適な円周溶接後熱処理条件を決定することができる。強度低下を起こさせないためには焼戻しパラメータが $20,000$ 以下となる条件を選択すればよい。焼戻しパラメータ $20,000$ の条件はたとえば、 $625\text{ }^{\circ}\text{C} \times 16\text{ h}$ や $675\text{ }^{\circ}\text{C} \times 1\text{ h}$ に相当する。焼戻しパラメータが $21,000$ を超えると規格要求強度を下回る。焼戻しパラメータ $21,000$ の条件は、 $625\text{ }^{\circ}\text{C} \times 216\text{ h}$ 、 $675\text{ }^{\circ}\text{C} \times 12\text{ h}$ に相当する。

(3) PWHT によって微細な NbC が析出することで、円周溶接後熱処理中の転位組織の回復・粒成長によって生じる強度低下が抑制される。

以上、電縫鋼管母材部の高靱性化と高変形能化、電縫溶接部の耐破壊性能向上および耐溶接後熱処理特性に関する研究成果を総括した。

Fig. 6-1 に本研究で得られた工業的成果と学術的成果をまとめる。厳しい環境で使用するラインパイプ・ケーシングパイプへの電縫鋼管適用という目的に対して、電縫鋼管の耐破壊信頼性向上指針を素材製造技術、電縫溶接技術、および利用技術の観点から多面的・包括的に提示することができた。また、ベイニティックフェライトの粒径均一性と低温靱性の関係、等温保持温度と島状マルテンサイト分率の関係、島状マルテンサイト最大サイズと低温靱性の関係、異相を配置したシャルピー衝撃試験の数値解析手法および溶接後熱処理によるマイクロ組織変化について新たな学術的知見を示すことができた。

本研究で得られた耐破壊信頼性向上に対する冶金学的知見を活用し、さらに理論限界に迫る高精度鋼板冷却技術開発、高感度欠陥検出技術と電縫溶接部の性能保証を結びつけるアイデアとを統合して、厳しい環境に適用できる高信頼性電縫鋼管を開発した。このように開発した高信頼性電縫鋼管は、極寒冷地カナダ～アラスカパイプライン、北海～ノルウェー海の深海油田開発プロジェクトのリール工法パイプライン、メキシコ湾深海油田のケーシングパイプのそれぞれで世界初採用の実績を重ね、UOE 鋼管の独壇場であった低温用途、深海用途のエネルギー開発用鋼管にイノベーションを起こしている。

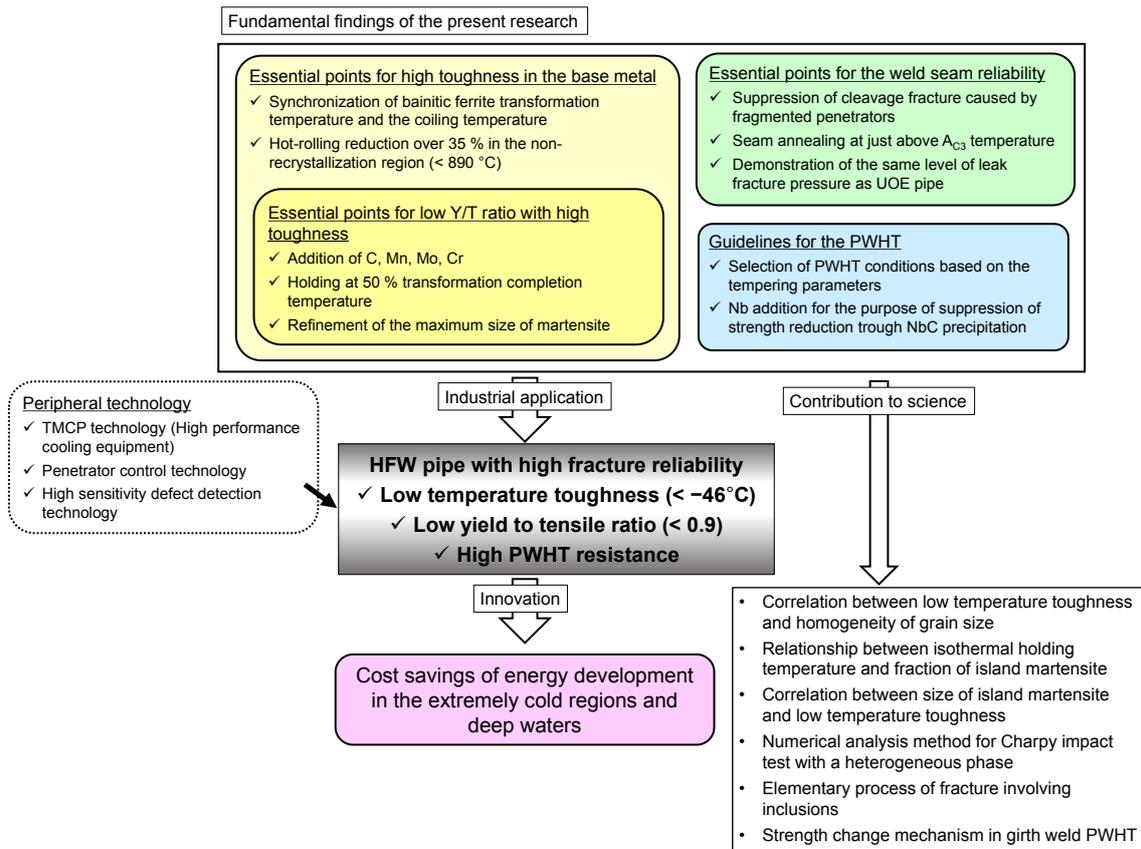


Fig. 6-1. Industrial and academic achievements provided by the thesis

謝辞

本論文をまとめるにあたり、懇切に御指導と御鞭撻を賜りました横浜国立大学大学院 工学研究院 梅澤修 教授に深甚なる謝意を表します。また、論文の取りまとめに対して有益な御助言と御教示を賜りました横浜国立大学大学院 工学研究院 廣澤渉一 教授、中尾航 教授、高橋宏治 教授、長谷川誠 准教授に厚く御礼申し上げます。

本研究は JFE スチール株式会社スチール研究所において行なったものであり、研究の機会を与えて頂き、本論文をまとめるにあたり御認可と御指導を頂きました JFE スチール株式会社 曾谷保博 副社長（前スチール研究所長）、スチール研究所長 瀬戸一洋 専務執行役員（前スチール研究所副所長）、薄板セクター部主任部員 船川義正 博士（前薄板研究部長）、薄板研究部長 横田毅 博士、JFE テクノリサーチ株式会社 加藤康 博士（前鋼管・鋳物研究部長）、そして研究所の皆様にご心より感謝の意を表します。

研究の遂行にあたり、多くの方々に御鞭撻と御協力を頂きました。JFE スチール株式会社、JFE テクノリサーチ株式会社ほか多くの方々に深く感謝いたします。

共同研究者として、一般財団法人金属系材料研究開発センター 豊田俊介 博士（前スチール研究所薄板研究部）、鋼管・鋳物研究部 岡部能知 博士、鋼材研究部長 伊木聡 博士、鋼管・鋳物研究部 井手信介 主任研究員、知多製造所商品技術部 岡崎雪彦 主任部員、中田博士 主任部員、東日本製鉄所商品技術部 川村修司 主任部員、西日本製鉄所溶接管工場 中島浩太 主任部員、JFE テクノリサーチ株式会社 木村秀途 博士（前鋼管・鋳物研究部長）、上力 氏（前薄板研究部）、J・スパイラルスチールパイプ社 井上智弘 氏（前鋼管企画部）、ほか多数の方々に一方ならぬ御協力を賜りました。厚く御礼申し上げます。

最後に、著者の心の支えとなってくれた妻子に心から深く感謝します。

研究業績

本論文に関連する公表論文

1. S. Goto, H. Nakata, S. Toyoda, T. Okabe, and T. Inoue, 2017: “Control of Microstructures and the Practical Properties of API X80 Grade Heavy-Wall High-Frequency Electric Resistance-Welded Pipe with Excellent Low-Temperature Toughness,” *Metall. Mater. Trans. A*, 48A, p. 5075.
2. S. Goto, C. Kami, and S. Kawamura, 2015: “Effect of Alloying Elements and Hot-rolling Conditions on Microstructure of Bainitic-Ferrite/Martensite Dual Phase Steel with High Toughness,” *Mater. Sci. Eng. A*, A648, p. 436.
3. S. Toyoda, S. Goto, T. Okabe, H. Kimura, and S. Igi, 2015: “Metallurgical Design and Performance of High-Frequency Electric Resistance Welded Linepipe with High-Quality Weld Seam Suitable for Extra-Low-Temperature Services,” *J. Offshore Mech. Arct. Eng.*, 137, p. 031401-1.
4. S. Goto, S. Toyoda, S. Ide, Y. Okazaki, and K. Nakashima, 2018: “Effects of Postweld Heat-Treatment on Girth Weld Tensile Property and Microstructure of High-Frequency Electric Resistance Welded Pipe for API X80 Grade Casing Pipe,” *J. Offshore Mech. Arct. Eng.*, 140, p. 051707-1.

その他の公表論文

1. S. Goto, K. Yamazaki, T.H. Doan, Y. Funakawa, and O. Umezawa, 2020: “Modeling of Surface Crack Defects Developed on Shear Edge in High-Strength Automotive Steel Sheets,” *ISIJ Int.*, 60(1), in press.

査読付き国際会議発表

1. J. Shimamura, S. Goto, S. Toyoda, and S. Tsutsumi, 2016: “Effect of Niobium Addition on Austenite Recrystallization Behavior and Mechanical Properties after Bainite Transformation,” *Proceedings of 26th International Ocean and Polar Engineering*

Conference ISOPE 2016, Jun. 26 - July 1, Rhodes, Greece, p. 140.

2. S. Toyoda, S. Goto, Y. Kato, S. Yabumoto, A. Sato, 2014: “Recent Development of HFW Linepipe with a High-Quality Weld Seam Suitable for Sour Service Environments,” *Proceedings of the 10th International Pipeline Conference IPC 2014*, Sep. 29 - Oct. 3, Calgary, Canada, IPC2014-33206.
3. T. Okabe, S. Toyoda, S. Goto, Y. Kato, K. Yasuda, and K. Nakata, 2014: “Numerical Analysis of Welding Phenomena in High-Frequency Electric Resistance Welding,” *Proceedings of 15th International Conference on Metal Forming*, Sep. 21 - 24, Palermo, Italy, vol. 622-633, p. 525.
4. S. Toyoda, S. Goto, T. Okabe, Y. Kato, S. Igi, T. Inoue, and M. Igi, 2014: “Mechanical Properties of Newly Developed API X80 Grade HFW Linepipe for Long-Term Exposure at Elevated Temperature,” *Proceedings of the International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, OMAE 2014*, Jun. 8 - 13, San Francisco, United States, OMAE2014-23765.
5. S. Toyoda, S. Goto, T. Okabe, H. Kimura, S. Sato, S. Kumazawa, S. Yabumoto, A. Sato, and T. Inoue, 2013: “Metallurgical Design and Performance of HFW Linepipe with a High-Quality Weld Seam Suitable for Sour Services,” *Proceedings of 32nd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, OMAE 2013*, Jun. 9- 14, Nantes, France, OMAE2013-10412.
6. S. Goto, H. Nakata, T. Okabe, S. Toyoda, H. Kimura, C. Kami, A. Yonemoto, and T. Inoue, 2013: “Metallurgical Design and Performance of API X80 Grade Heavy Wall HFW Pipe with Excellent Low-Temperature Toughness,” *Proceedings of Rio Pipeline Conference and Exposition*, Sep. 24 - 26, Rio de Janeiro, Brazil, IBP1163_13.

学会発表

1. 後藤聡太・伊木聡・白岩隆行・榎学、2018:「結晶塑性有限要素法による厚鋼板溶接部の疲労寿命予測」、日本鉄鋼協会第175回春季講演大会、No. 167.
2. 後藤聡太・岡部能知・豊田俊介・木村秀途・吉原直武、2012:「TS 590 級鋼のシャルピー特性シミュレーション第2報」、日本鉄鋼協会第164回秋季、No. 372.
3. 後藤聡太・岡部能知・豊田俊介・木村秀途・吉原直武、2012:「TS 590 級鋼のシャルピー特性シミュレーション」、日本鉄鋼協会第163回春季講演大会、No. 198.
4. K. Yamazaki, T. Okano, C. Inoue, S. Goto, Y. Ono, S. Suzuki, 2018: “Crack Formation Mechanism in the Punching Process of Hot-Rolled High Strength Steel Sheet,” the ICAS 2018, Nov. 18-21, Jeju, Korea.