

ECAE と低温焼きなましの組合せプロセスによる高機能材料の創製

課題番号:17360350

平成 17・18 年度科学研究補助金(基盤研究(B))

研究報告書

平成 19 年 3 月

横浜国立大学附属図書館



11923142

研究代表者 小 豆 島 明
(横浜国立大学大学院 工学研究院)



66

Z

工学研究

はしがき

近年あらゆる工学系分野で環境調和性向上を目指した研究開発が行われているが、その中でも自動車をはじめとする輸送用機器の軽量化が求められており、高強度鋼板やアルミ合金板のような比強度の大きい金属材料の採用が拡大されつつある。高強度材料を創製するための加工プロセスとして強ひずみ加工(SPD)が注目されており、ECAE, ARB, HPT など数多くの手法が開発されている。

申請者は、これまでに側圧負荷による高静水压下での側方押出しによって繰り返しせん断変形を材料に与える加工プロセス(以下 ECAE)を開発している。この設備を利用し、炭素鋼、マイクロアロイ添加材を冷間にて、ECAE 加工、加工後熱処理を施すことにより高強度を保ったまま、延性、疲労特性を向上させた、高機能材料の開発を行う。このようにして、創製した素材を用いてマイクロボルトの製造を行った。

研究組織

研究代表者: 小豆島 明 (横浜国立大学 大学院工学研究院 教授)

研究分担者: 青木 孝史朗(芝浦工業大学 工学部 助教授)

研究経費

平成 17 年度	9,900 千円
平成 18 年度	5,500 千円

横浜国立大学附属図書館



11923142

研究発表

口頭発表

1. K. Aoki and A. Azushima: “Development and properties of high strengthened carbon steels produced by repetitive side extrusion and heat treatment process” Proc. Thermec 2006 MATERIALS SCIENCE FORUM 539-543 (2007),2884-2891.
2. 上甲和文、柳田 明、小豆島 明: ECAE 加工を施した炭素鋼を用いたマイクロボルトの創製、 第 57 回塑性加工連合講演会(平成 18 年 10-11 月)309-310.

発表予定

1. Akira Yanagida, Joko Kazufumi and Akira Azushima: Formability of Steels Subjected to Cold ECAE process, 10th International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies, Korea, Oct.2007 (accepted)

1 はじめに

ECAE(Equal Channel Angular Extrusion)はビレットの形状が加工により変化しないため、繰り返しせん断加工を行うことが可能であり、試験片に強ひずみを与えることができる。強化工を行うことで、炭素鋼においては、パーライト相の屈曲化、及び分断が起こり、その状態において、低温・短時間の熱処理を施すことにより、ナノレベルでの球状化セメントイトを分散させることが出来る。このようにして、得られた材料の機械的特性(引張り試験、硬さ試験)、ミクロ組織(光学顕微鏡観察、TEM 観察)を行った。また、新規に購入したマイクロヘッダーを用いて、マイクロボルト M1.6 の創製を行い、材料の成形性と組織の関連性についての調査を行った。

2 試験方法

2.1. 試験材料

供試材には S15C, S25C, S35C, S45C, S50C および比較鋼として S15C と同等の化学成分であるが、フェライト単相組織に近いボルト成形用素材の SWCH18A を用いた。その化学組成を表 1 に示す。加工前の光学顕微鏡写真を図 1 に示す。S15C は約 $40\mu\text{m}$ フェライトを主体した F+P 組織であり、S25C は $20\mu\text{m}$ 程度のフェライトからなる F+P 組織、S35~S50C はパーライトを主体とした組織であり、パーライト分率が徐々に増加している。SWCH18A は F+ θ 組織であり、伸展された組織となっている。0.5%Ti は、ベイナイト単相の組織である。変形加工の試験片の寸法は $7\times 7\times 30\text{mm}$ とし、機械加工により作製した。S50C は本申請により行った結果ではなく、過去の成果を参考値として示している。

表 1 供試材の化学成分(wt%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti
S15C	0.15	0.06	0.32	0.014	0.016	-	-
S25C	0.25	0.18	0.49	0.019	0.028	-	-
S35C	0.34	0.19	0.67	0.016	0.012	-	-
S45C	0.45	0.21	0.70	0.021	0.016	-	-
S50C	0.49	0.18	0.66	0.015	0.010	-	-
0.5%Ti 鋼	0.22	0.20	1.33	0.010	0.0005	-	0.50
SWCH18	0.16	0.01	0.69	0.014	0.001	0.041	-

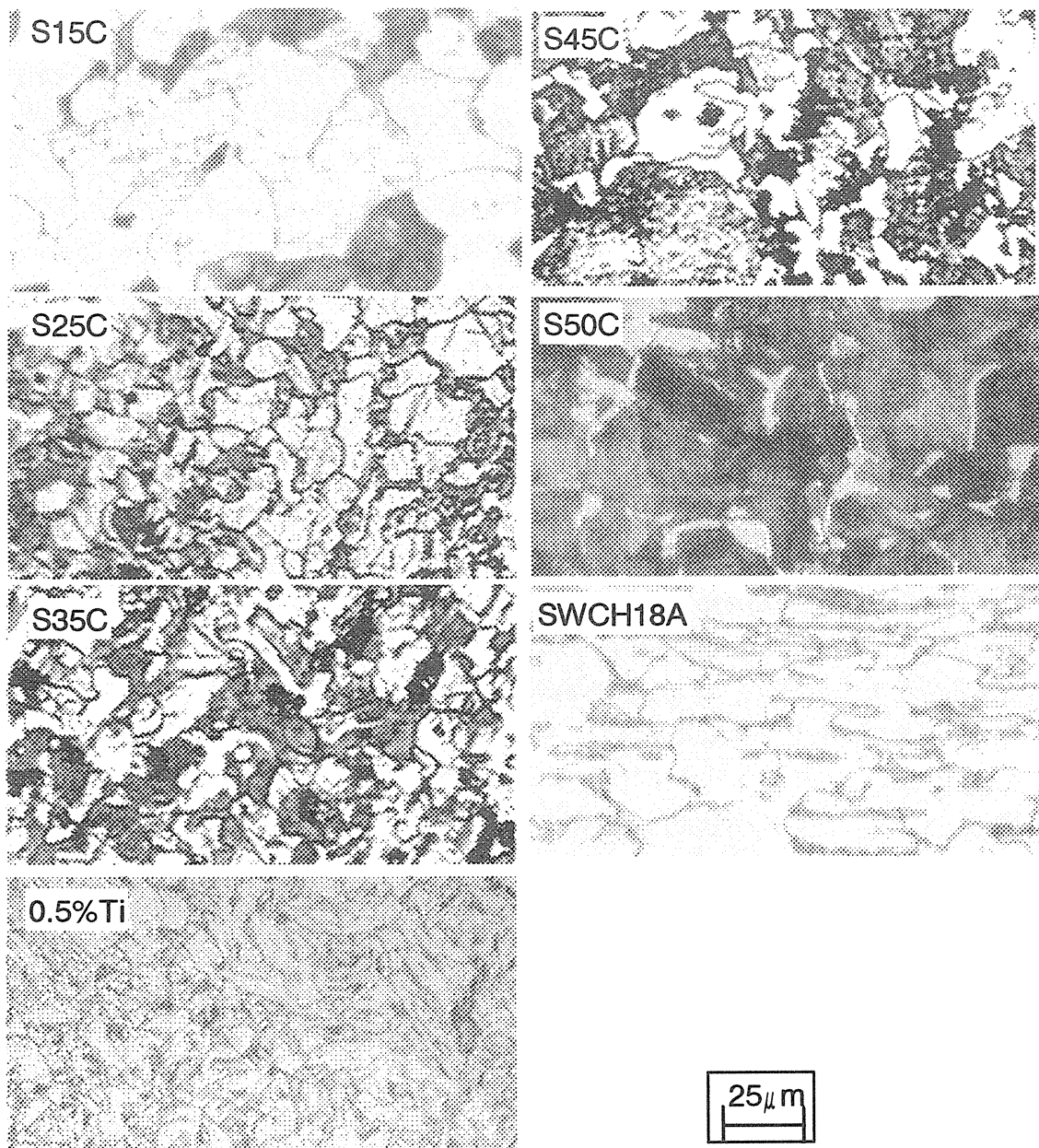


図 1. 供試材の初期組織

2.2. ECAE 加工

せん断変形加工の付与は、90° 間隔に 4 台のアクチュエーターを配置した多軸材料試験機を用いた。図 2 に ECAE 加工法の概略を示す。加工条件としては、押出し速度 2mm/min、側圧 150MPa、加工温度は室温とした。潤滑剤にはテフロンを用いた。ボルトを成形するためには方向性をなくすことが必要なのでルート C(加工毎に試験片を 180 度回転)で 2 回および 4 回の ECAE 加工を行った。また、S35C、45C、S50C では加工中に割れが生じ 4 回加工を行うことができなかったため、2 回までの加工を行った。また S50C では加えて、ルート A で 3 パス加工を行った。

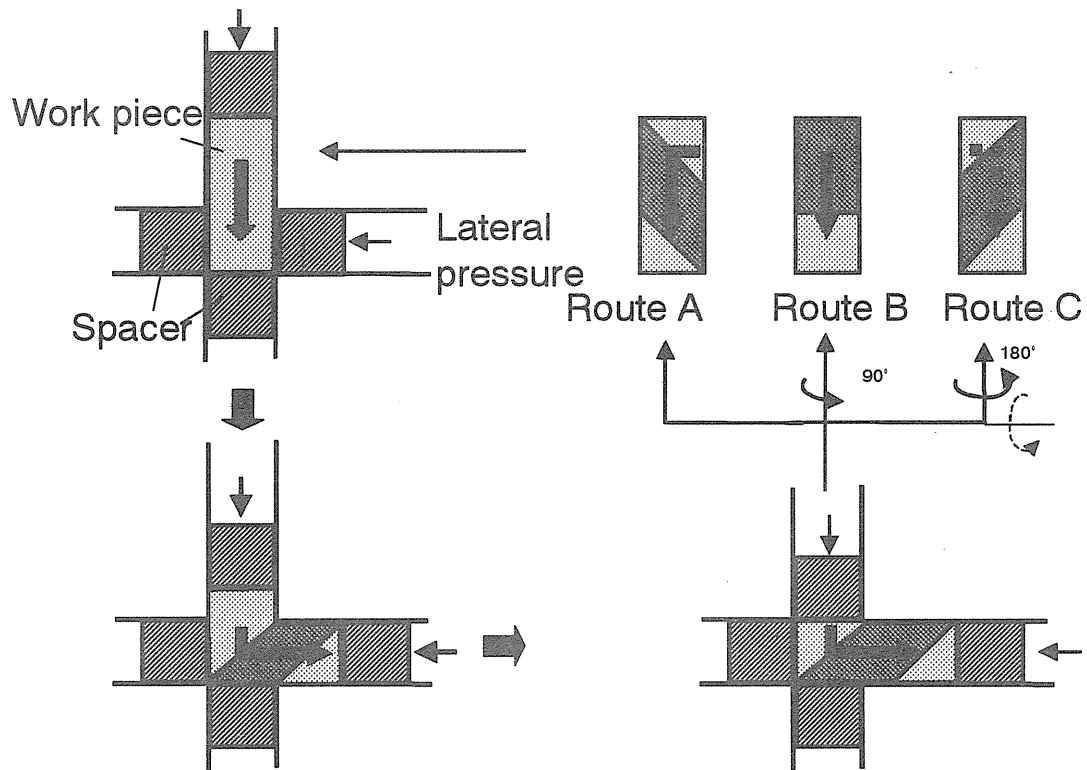


図2 ECAP法の概略図

2.3. 熱処理

ECAP加工により強ひずみを付与された材料は、大幅な降伏応力の増加を示すが、伸びがかなり低下してしまう。よって適切な熱処理により強度をあまり低下させずに伸びを増加させることを目的としている。強加工を受けた材料は、転位による蓄積エネルギーが高いため、再結晶が起こりやすく、フェライト粒が粗大化しやすいため、低温・短時間での熱処理を行う。また、工業的にも短時間の熱処理の方が有利である。

2.3.1. 熱処理装置

熱処理は、急速加熱が可能な赤外線加熱装置を用いた。その概観を図3に示す。加熱器は上下15本ずつ、計30本の赤外線ランプを装備している。これまでは、炉内に挿入した熱電対より温度をモニターし、手動で温度を調節していたが、制御装置を導入することでより高精度に熱処理を行った。

2.3.2. 熱処理条件

熱処理前の条件を各供試材により異なり、S15C、SWCH18AについてはルートCで4パス加工後、S25C、S50CにおいてはルートCで2パス加工後、0.5%Tiにおいては、ルートAで3パス加工後の材料について行った。表2に熱処理前の条件を示す。ECAP加工材をあらかじめ、引張り試験用、硬さ試験、組織観察用にスライス、ボルト成形用に細線加工されたものを同時に熱処理を行う。一部各種試験間(引張り試験、硬さ試験、ボルト成形試験)にてその熱処理条件が異なる場合があるが、硬さを近づけることで、整合性を取っている。

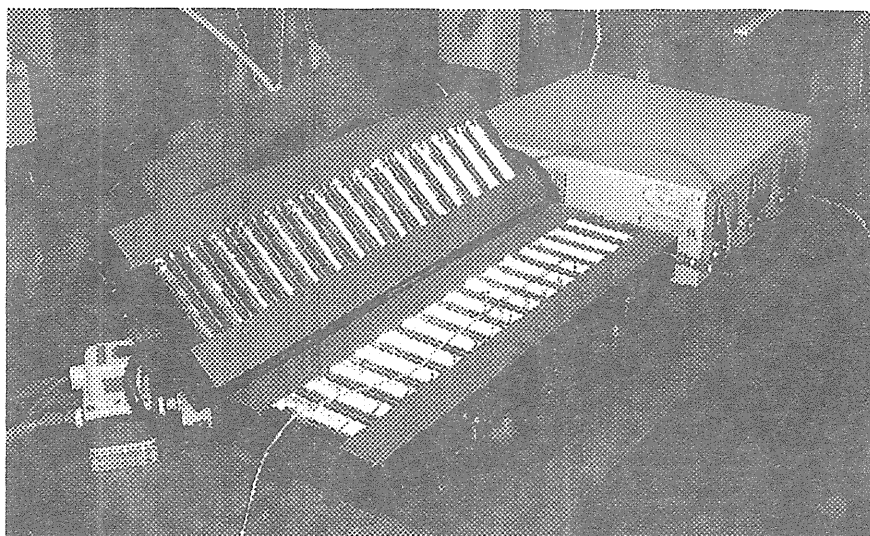


図 3 熱処理装置概観

表 2 熱処理前加工条件

材料	S15C	SWCH18A	S25C	S50C	0.5Ti
ルート/ パス数	C / 4	C / 4	C / 2	C / 2	A / 3

2.4. ビッカース硬さ試験

試験片の初期硬さ、及び各せん断変形加工毎の硬さの測定にはビッカース硬さ試験機を用いた。5000g の荷重で 15s 間負荷し、図 4 に示すように試験片下面の中心部分の 9 点で測定を行い、その平均値をビッカース硬さ HV とした。

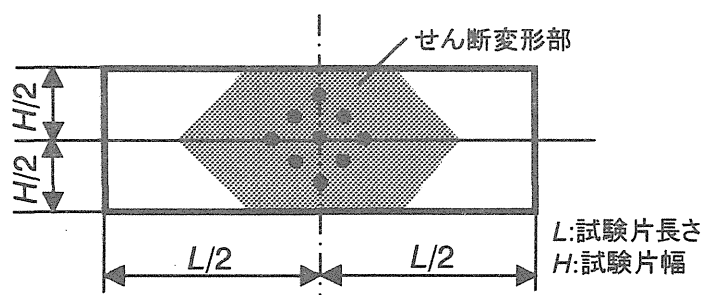


図 4 ビッカース硬さ 測定位置

2.5. 引張り試験

加工前とせん断変形加工を行った試験片から引張試験片を作製し、引張試験を行った。引張試験片の表面がせん断変形試験片の上面に平行となる様に切り出した。試験片の模式図を図5に示す。幅(W)は4.5mm、標点距離(L)は5mm、平行部長さ(P)は6mm、肩部半径(R)は5mm、厚さ(T)は1mmである。本来ならばJISに準拠する形状が望ましいが、せん断変形加工の試験片形状による形状制約のため以下のような小さな引張り試験片を用いた。

引張り速度を0.5mm/min（初期ひずみ速度 $1.4 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ ）一定とし、室温下で行った。

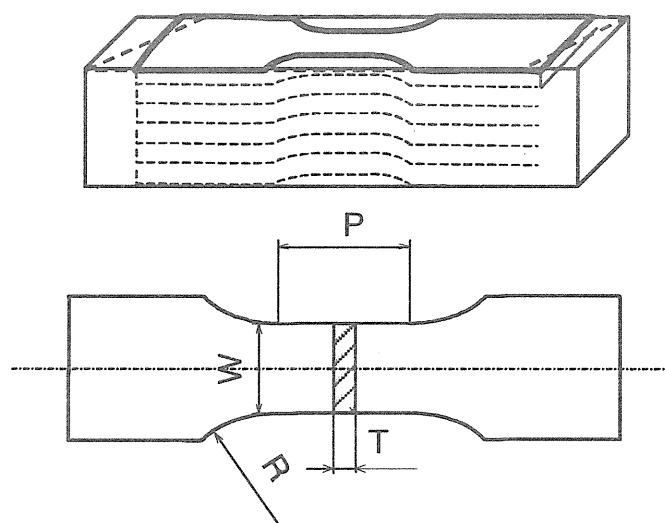


図5 引張り試験片の形状と切り出し位置

2.6. 組織観察

加工前と加工後試験片に対し組織観察を行った。加工後の試験片からは、せん断変形部が明瞭に確認できる面を切り出し、機械研磨、電解研磨後、ナイトールによる化学腐食を行い、光学顕微鏡観察を行った。電解研磨に用いた電解液は酢酸と過塩素酸を19:1で混合したものをを用い、40V、2A、常温下で研磨を行った。

またTEMによる組織観察も行った。観察面は光学顕微鏡観察面と同じ面とし、機械的研磨によって厚さを50~100 μm にしたサンプルから、直径3mmのディスクを打ち抜き、テネボールを用いて穴開けをして観察を行った。

3. 機械的特性

3.1. ビッカース硬さ

図 6 に各種供試材において、ビッカース硬さを測定した結果を示す。図 6 よりせん断加工を 1 パス行うことで、硬さが大きく増加していることが分かる。ルート C を用いた場合、2 パス以降、パス数を増加させても、硬さが然程増加せず、その傾向は、炭素含有量の増加とともに顕著となる。ルート A(S50C, 0.5%Ti)では、パス数の増加とともに、硬さが増大している。

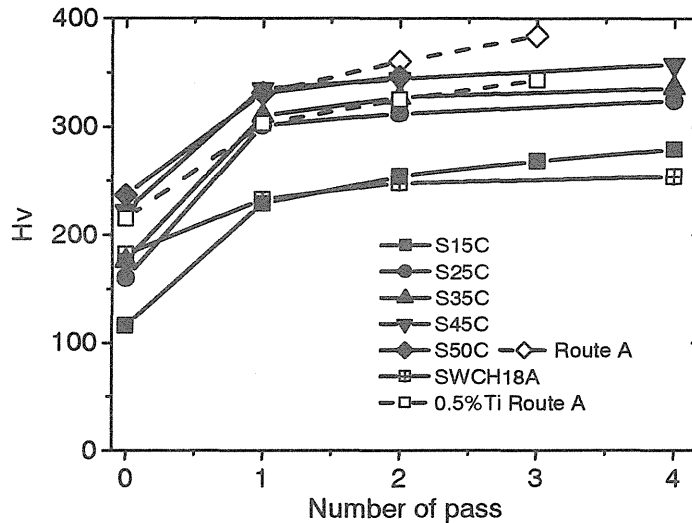


図 6 パス数とビッカース硬さの関係

3.2. 引張試験

3.2.1. 加工パス数による変化

加工パス数による応力-ひずみ曲線の変化を、各種鋼材について図 7 に示す。S35C, S45C, S50C に関しては、試験に加工した時点で、クラックが観察され、降伏以前に、破断してしまったため、その結果を示してはいない(ビッカースは測定しているが)。ECAE 加工を 1 パス行うことにより、大幅に引張り強度が増大するが、伸びが減少していることが分かる。S45C, S50C においては、1 GPa を超える引張り強度となった。2 パス以降、引張強度の上昇幅は、小さくなっている。また、破断伸びの変化もあまり見られない。S25C, S50C に関しては、併せてルート A での結果を示しているが、S25C においては、ルート C で 4 パス加工よりも、ルート A で 2 パスの方が、高い引張り強度となった。S15C と S25C の引張強度の上昇度合いから判断すると、フェライト部はルート A、C 共にパスの増加とともに、強度が増加するが、パーライト部の強度は、ルート C では、ほとんど 1 パス加工後は上昇しないことが分かる。この件に関しては 4 章の TEM 観察にて、組織変化との対応を確認する。S15C と同等の化学成分である SWCH18A は S15C と比べ、やや低い引張り強度となった。これは、パーライトの有無に起因していると考えられる。

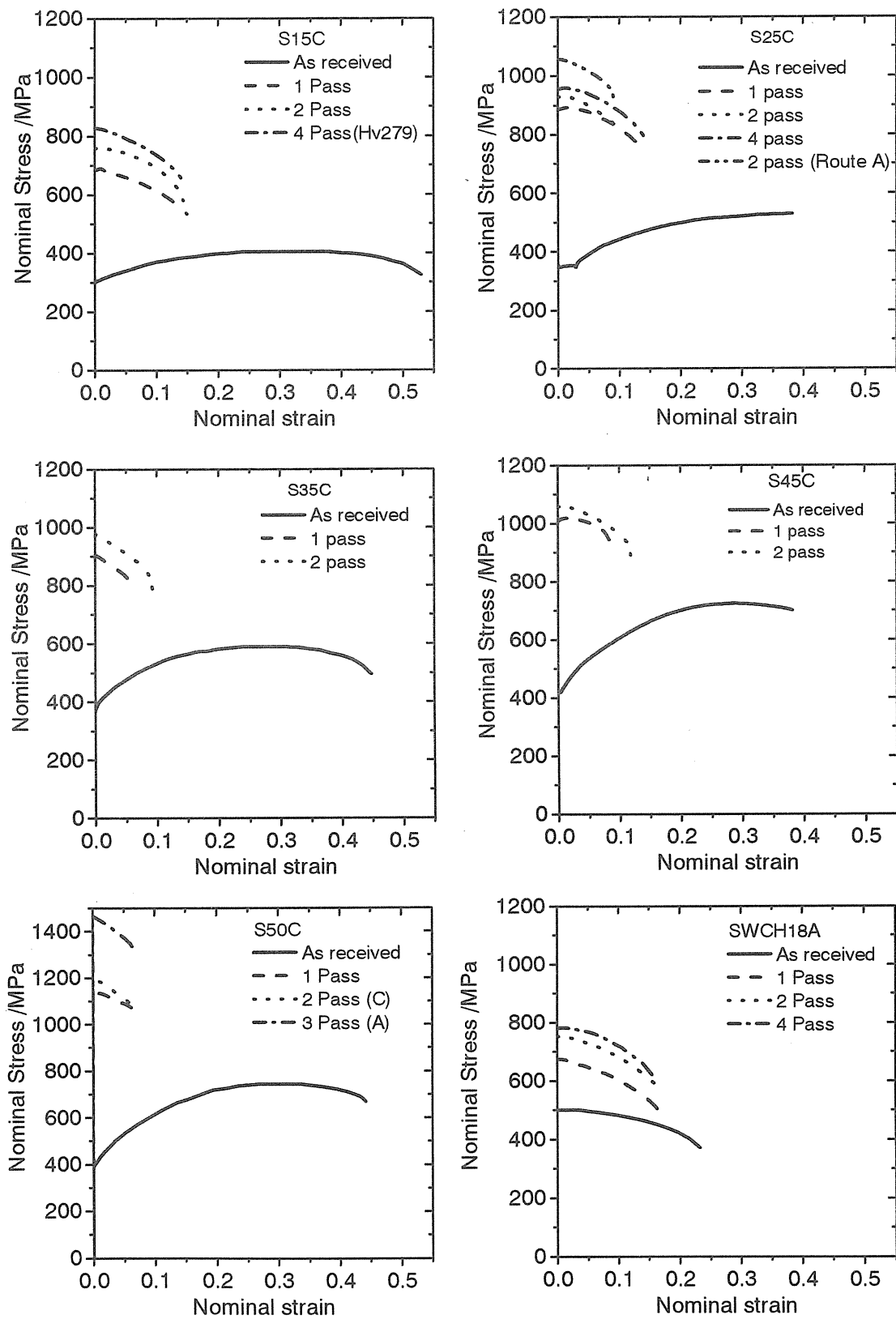


図7 各種供試材における応力-ひずみ曲線の加工パス数による変化

3.2.2. 熱処理による変化

熱処理による引張特性の変化を図 8 に示す。各供試材の熱処理前の加工条件は表 2 に示した通りである。熱処理条件は供試材ごとに異なるので、熱処理の度合いとして、ビッカース硬さを用いる。熱処理により、硬さが減少するが、それに伴い、引張り強度も低下しているが、全伸びが増加していることが分かる。熱処理により、加工材では見られなかった、加工硬化が起こり、均一伸びが見られるが、熱処理前の引張り強度よりも高い値となる鋼種は存在しなかった。比較的ビッカース硬さが低い場合は、降伏応力が観察されるが、熱処理状態の不均一性に起因していると考えられる。

0.5%Ti 鋼においては、Hv231 に関して、降伏応力は低いが非常に大きな加工硬化を示し、引張り強度は 920MPa に達した。このことは、熱処理により、微細な Ti 析出物が発生したことに起因していると考えられる。

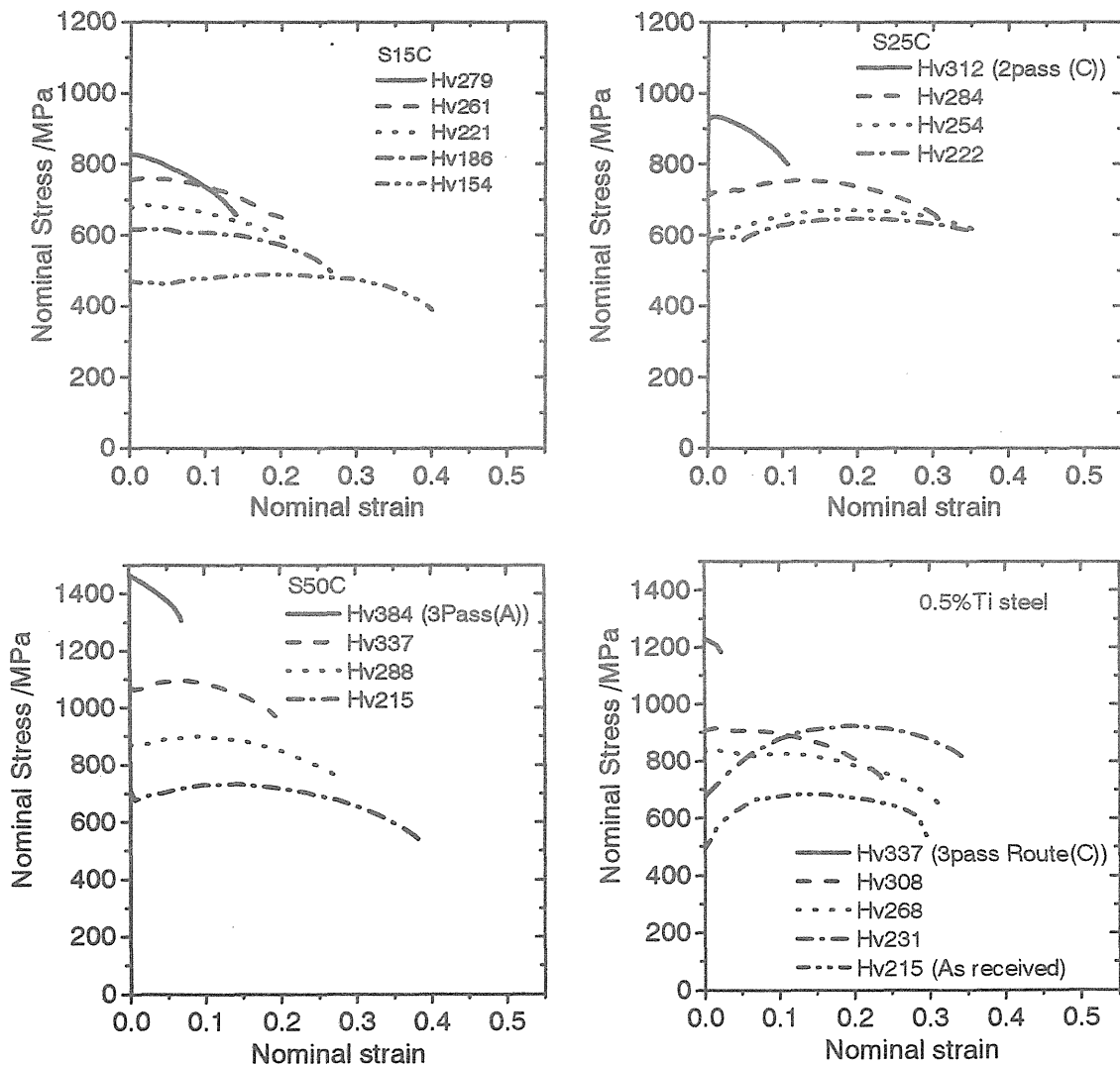


図 8 各種供試材における応力-ひずみ曲線の熱処理による変化

4 組織特性

4.1 光学顕微鏡組織

ルート C はマクロ的には偶数パスと奇数パスでは、せん断ひずみを打ち消す方向に作用する。その時の結晶粒レベルでの組織変化を観察した。また、熱処理による、フェライト相の変化についても観察した。

4.1.1. 加工パス数による変化

S15C, S25C, S35C, S45C, S50C, SWCH18A について加工パスによる光学顕微鏡組織の

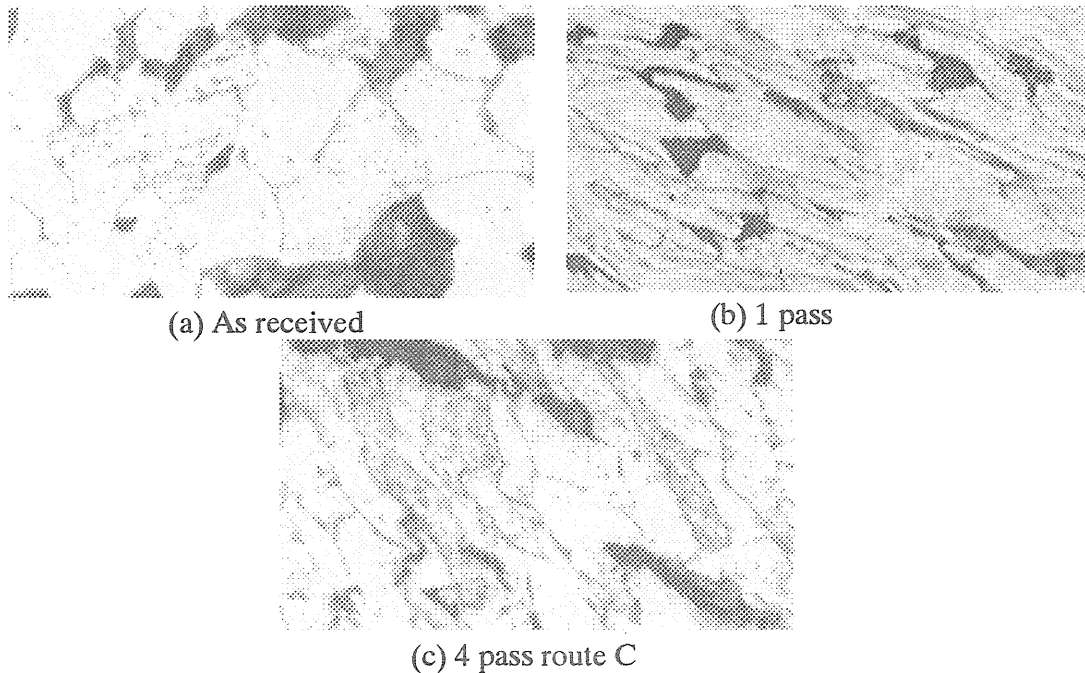


図 9 S15C の光学顕微鏡写真

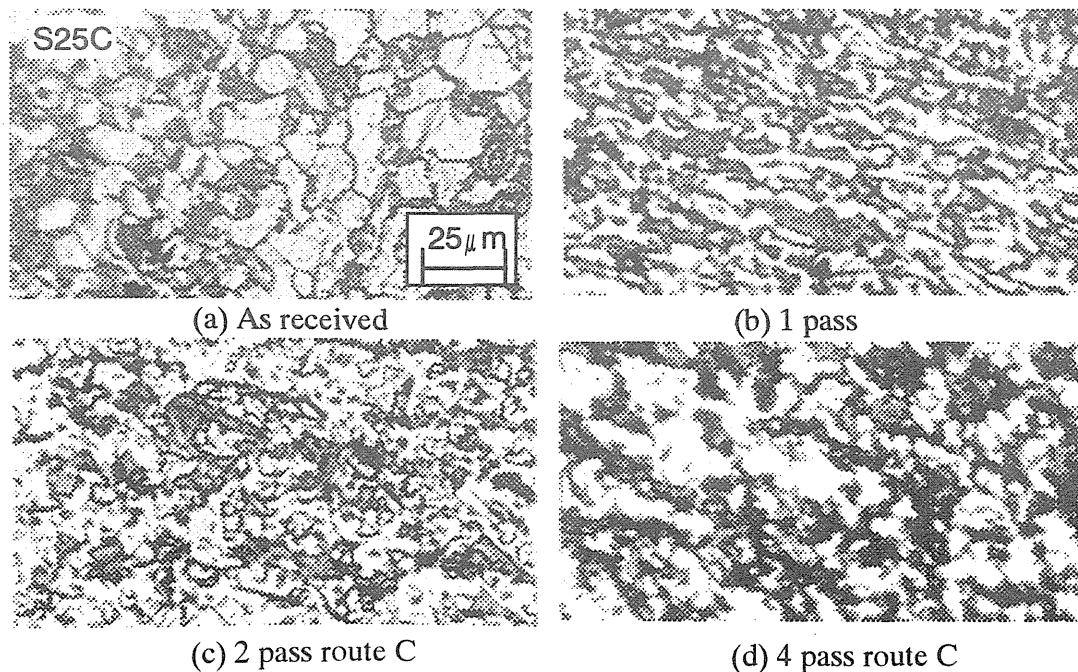


図 10 S25C の光学顕微鏡写真

変化を、図 9～14 に示す。組織撮影方向が定まっていないため、1 パス加工時の組織伸展の向きが異なっていることに注意されたい。図 9 より S15C においては、4 パス後のフェライト粒が他の鋼種と比べると、元のフェライト粒よりも伸びた組織になっていることが分かる。S25C では、初期粒と比べて、フェライト粒が微細になっていることが確認される。また、S35C、S45C、S50C に関しても、同様に、奇数パスでは、せん断方向に伸展した組織が見られ、偶数パスでは、初期のパーライト組織に近い形に戻っていることが分かる。粒界に存在する初析フェライトも元に近い形に戻っている。

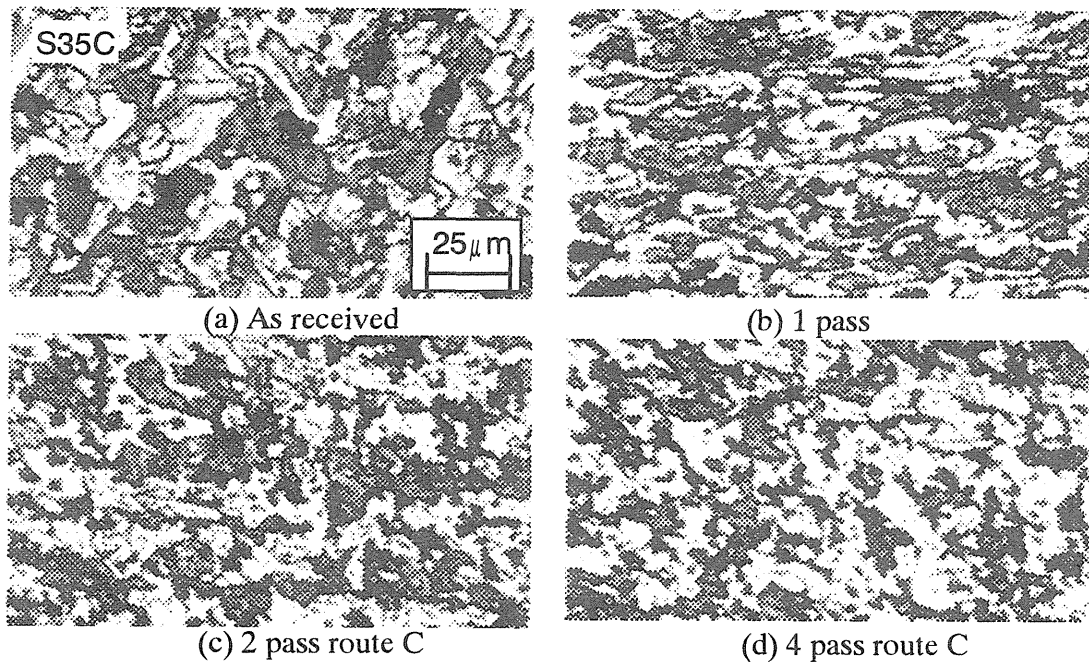


図 11 S35C の光学顕微鏡写

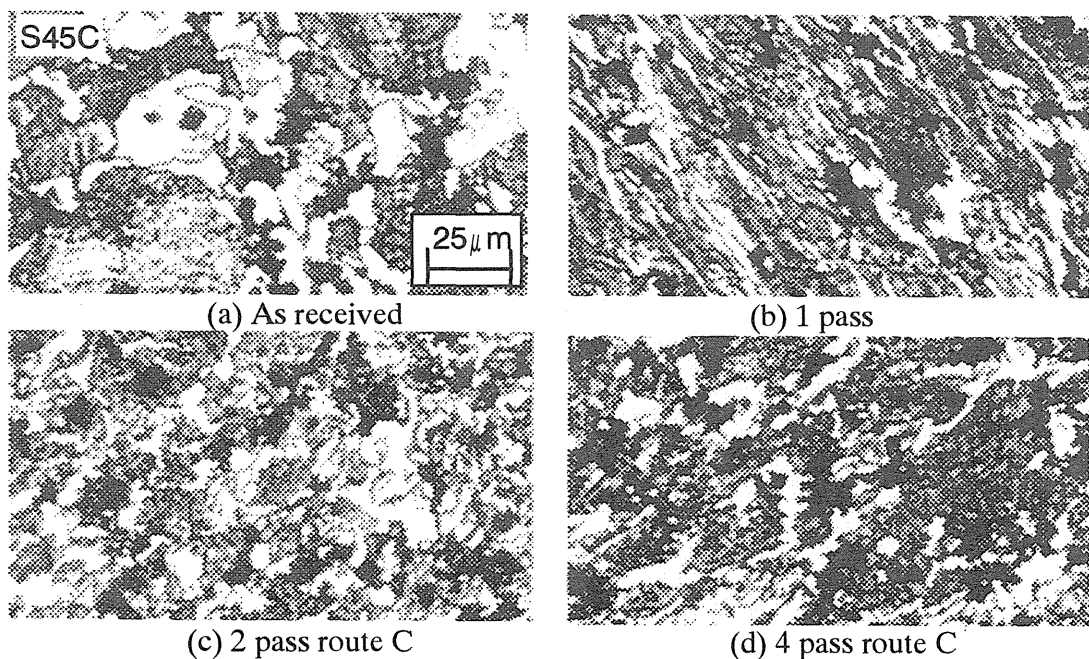


図 12 S45C の光学顕微鏡写

また、熱処理によりあらかじめ球状化された、ボルト用素材として用いられている SWCH18A はルート C にて、2 パス、4 パス加工後初期組織とほぼ変化していないように見えるが、変形下部組織は変化していると考えられるので、次節の TEM 組織にて詳細に検討する。また、セメンタイトの分散状態が初期と異なることが分かる。

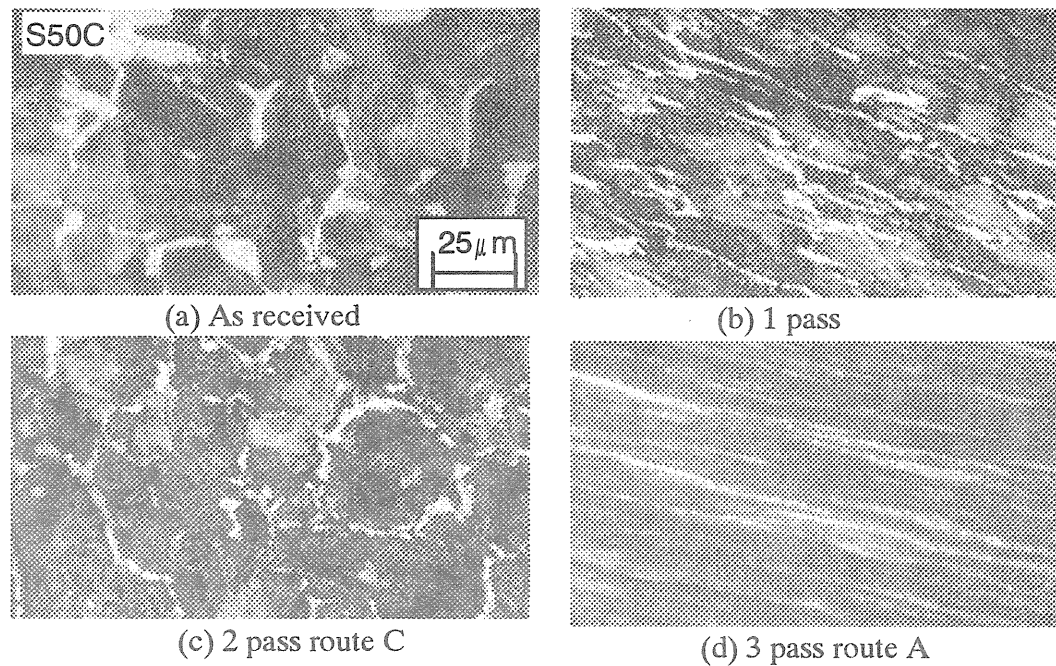


図 13 S45C の光学顕微鏡写真

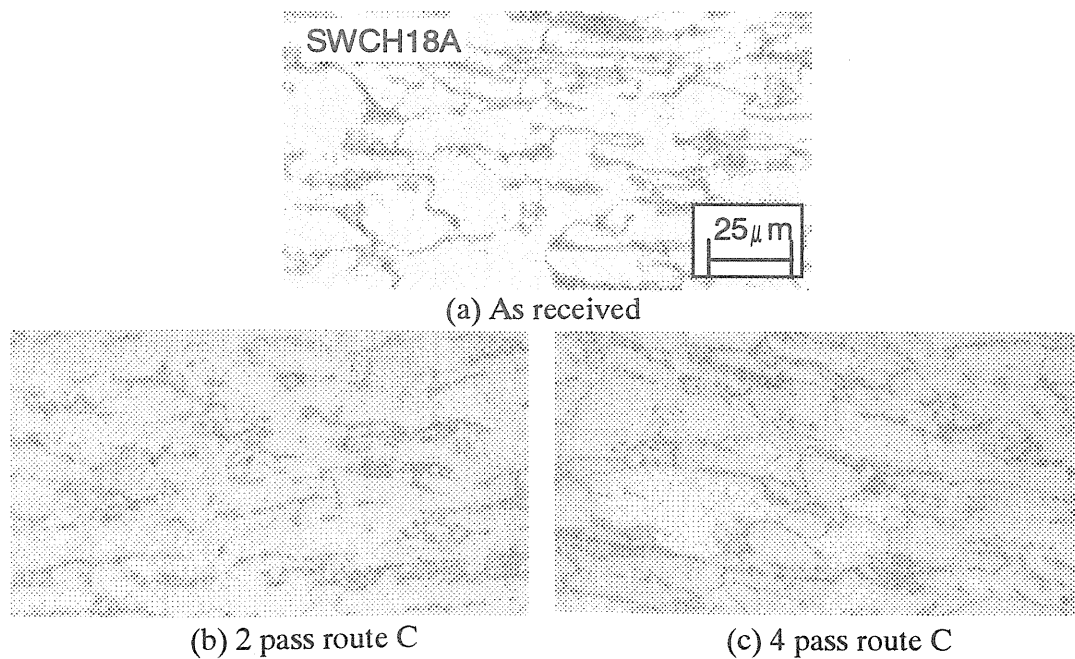


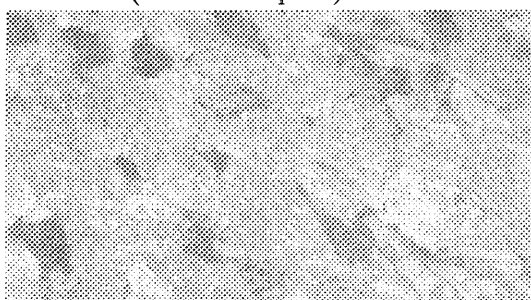
図 14 SWCH18A の光学顕微鏡写真

4.1.2. 熱処理による変化

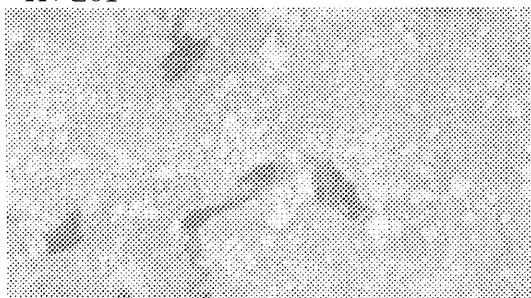
S15C をルート C で 4 パス加工後、S25C をルート C で 2 パス加工後 600℃ で 30s ~ 300s 保持した時の組織写真をそれぞれ、図 15、16 に示す。S15C に関しては、加工材では、観察されなかった、亜粒界が Hv261 の状態で確認され、初期の粒界は曖昧になっている。Hv221 では、粗大化した粒がみられ始めるが、応力-ひずみ曲線においてまだ、加工硬化は見られない、Hv154 ではほぼ全域で再結晶が観察される。また、S25C に関しては写真状態があまり、よくないものの、硬さの減少に伴いフェライト粒が粗大化していることが観察される。



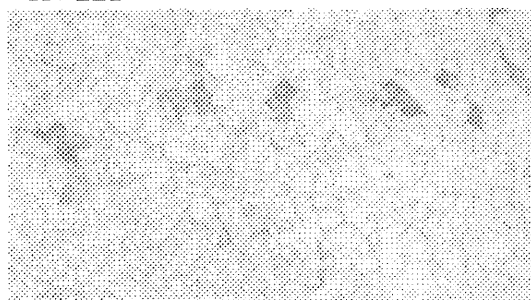
Hv 279 (Route C 4 pass)



Hv 261

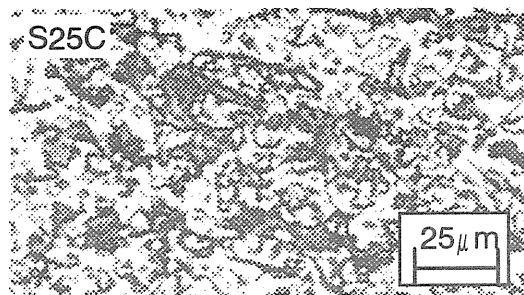


Hv 221

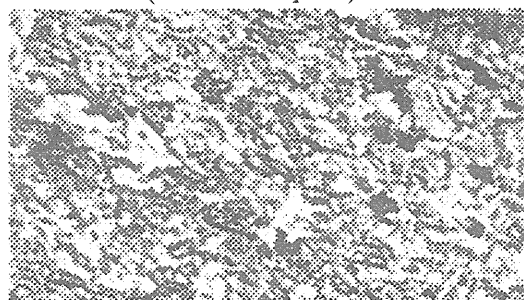


Hv 154

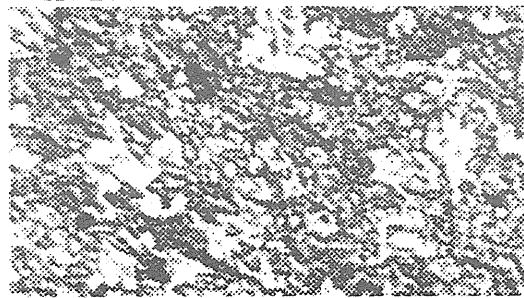
図 15 S15C の熱処理による光学顕微鏡組織変化



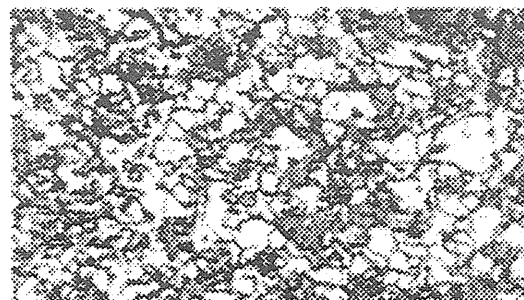
Hv 312 (Route C 2 pass)



Hv 284



Hv 254



Hv 222

図 16 S25C の熱処理による光学顕微鏡組織変化

4.2 TEM 組織

4.2.1. 加工による組織変化

TEM 観察は、S15C と SWCH18A の受け入れままの素材、ルート C で 4 パス加工材、および熱処理材について行った。図 17、18 に S15C、SWCH18A の素材の TEM 写真を示す。図 17 左図から S15C にはフェライト粒内に転位が見られ、右図からは、パーライトのラメラ間隔は 300nm 程度であることが分かる。図 18 左図から、SWCH18A は粒内にセル状の転位組織もしくは、亜粒界の転位下部組織が存在していることが分かる。また、右図では 500nm 程度の炭化物が存在している。

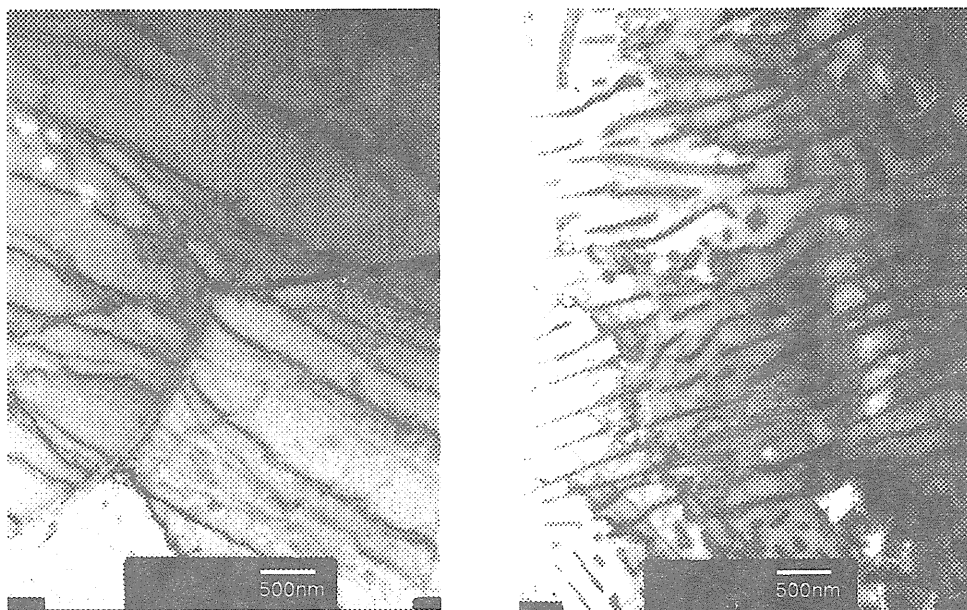


図 17 S15C の TEM 写真(受け入れまま材)

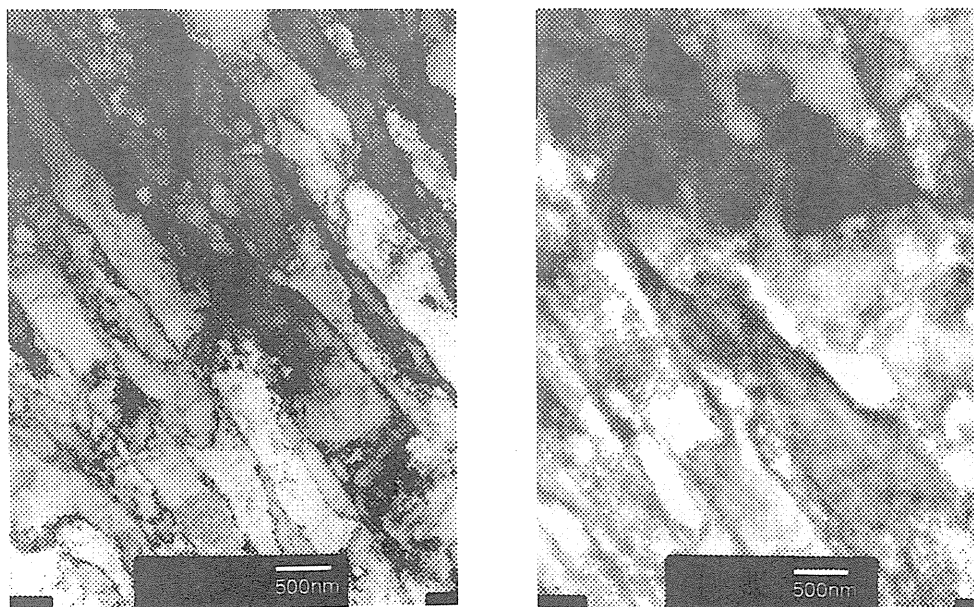
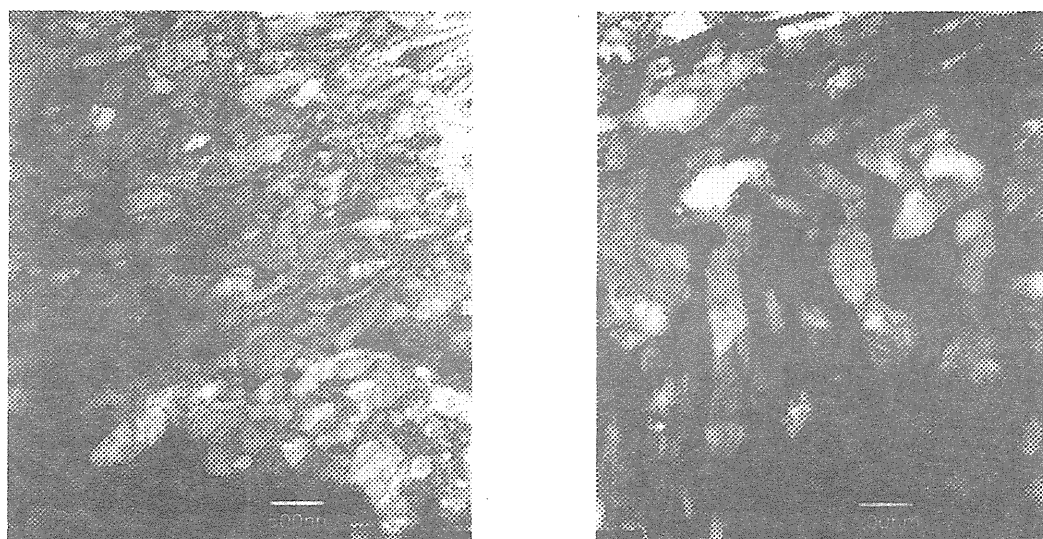
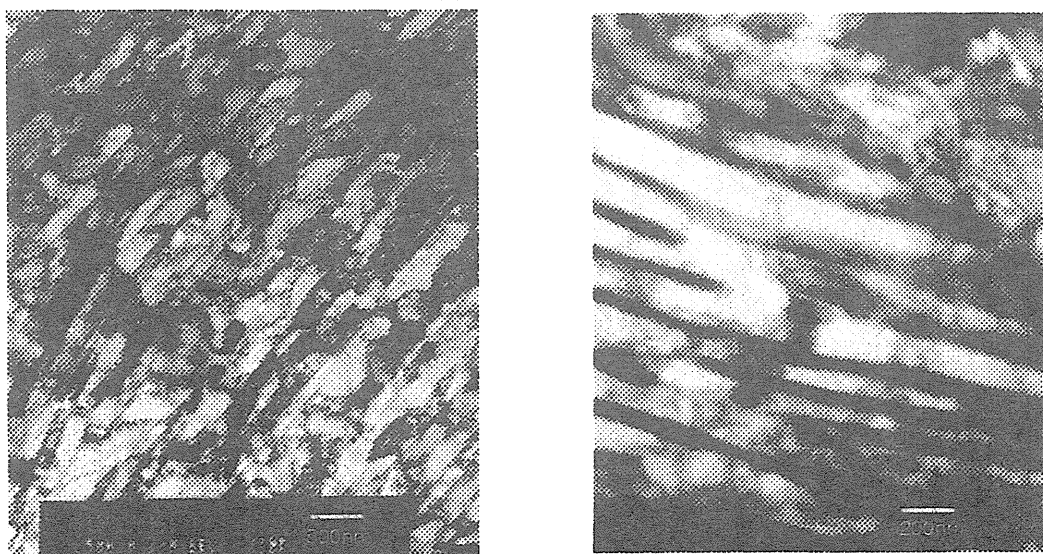


図 18 SWCH18A の TEM 写真(受け入れまま材)

図 19、20 に 4 パス加工後の組織を示す。S15C に関しては、比較のために、これまでにルート A で 3 パス加工行った結果を同時に示す。図 19 から、ルート C では、ルート A に比べると、フェライト粒の扁平度は低く比較的等軸な微細組織となっているがそのサイズは、ルート A と比べるとやや大きいことが分かる。また、パーライト組織に関してはセメントライトが湾曲していること、ラメラ間隔は初期組織と比べると 200nm 程度まで狭くなっているが、ルート A と比べると広いことが分かる。パーライト鋼の降伏強度とラメラ間隔は密接な関係があり、ラメラ間隔が狭いほど強度が上がるということが知られており、3 章で示した引張り試験の結果とも一致する。図 20 から、SWCH18A のフェライト粒も S15C と同様に微細化されていることが分かる。初期組織が方向性を持っていたので、微細化後も S15C と比べ伸展した組織であることが分



(a) 4 pass Route C



(b) 3 pass Route A

図 19 15C の加工後の TEM 写真

かる。セメンタイトが析出している近傍では、析出物が変形の妨げになり、単純なすべりではなく、複数のすべり場働いたため、転位が複雑にからみあった組織となっていると推測される。

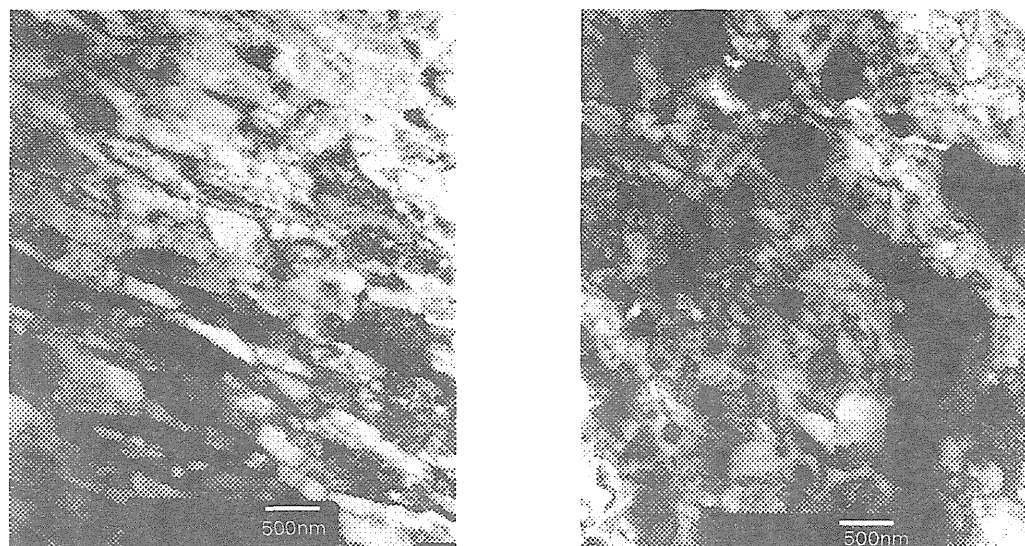
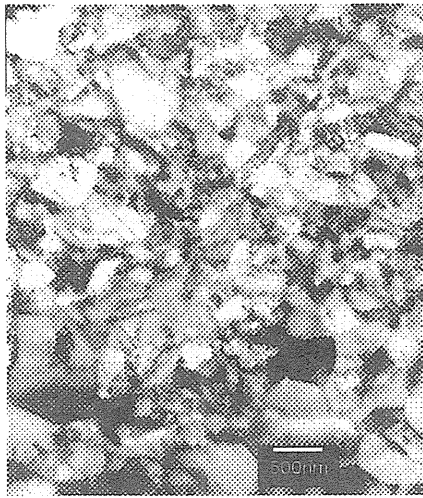


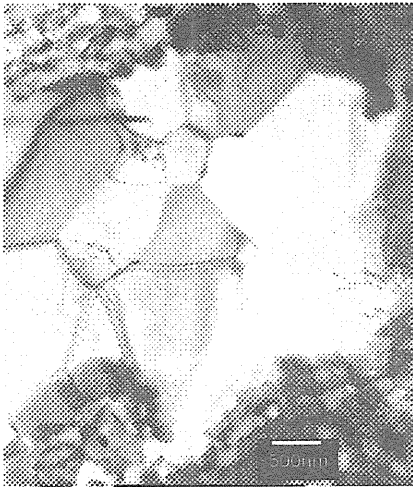
図 20 SWCH18A の加工後の TEM 写真

4.2.2. 熱処理による組織変化

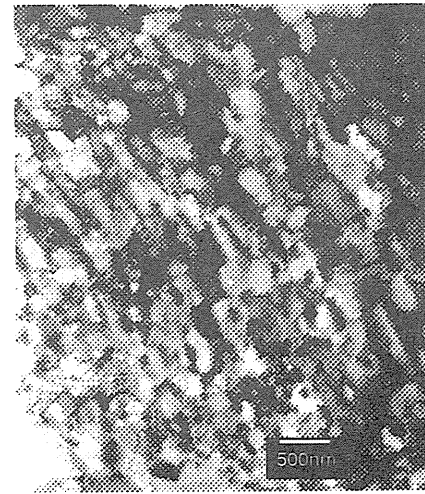
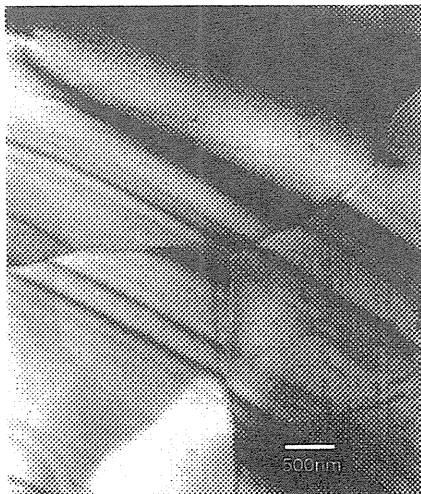
S15C のルート C で 4 パス加工後、熱処理を行った時の TEM 写真を図 21 に示す。図 15 の光学顕微鏡写真と対応している。図 21(a)の Hv221 では、フェライト部では、粒成長が少し見られ、粒内のコントラストが小さいことから、内部転位が復旧により消失していることが分かる。パーライト部においては、セメンタイトの曲率が大きいところ(図右下)から、セメンタイトの球状化が開始していることが分かる。図 21(b)から Hv184 では、粒成長が起こり始め、 $1\mu\text{m}$ を超えるフェライト粒がみられる、またパーライト部では、セメンタイトが球状化し、そのピン止め効果により、パーライト部(熱処理前にパーライトであった部分)の粒成長は、初析フェライトと比べて抑えられている。図 21(c)の Hv154 には、フェライト粒は成長しており、図 15 の光学顕微鏡写真から分かるように平均粒径で $8\mu\text{m}$ 程度となっている。パーライト部は、依然として微細な組織を保っていることが分かる。しかしその領域は狭いため、図 8 に示したように、降伏応力、引張強度は低下している。



(a) Hv221



(b) Hv186



(c) Hv154

図 21 S15C ルート C4 パス材の熱処理後の TEM 組織(左:フェライト、右:パーライト)

5 マイクロボルト成形性

高強度部材のアプリケーション及び、ECAE 加工とその後の熱処理により得られた材料の成形性評価を兼ねて、マイクロボルト(M1.6)の成形試験を行った。多年度に渡り試験を行ったため、ボルト形状が供試材間において、異なるがその成形難度には大きな違いが無いことが経験上知られている。

5.1 試験方法

5.1.1. 試験機装置

試験は当初、降矢工業に依頼して行っていたが、申請費にて、新たに同様の中島田工業製のコールドヘッダーを購入し、マイクロボルト成形試験を行った。図 22 に試験装置の概観を示す。マイクロボルトの成形は、切断、予備成形、リセス成形、ネジ部転造の 4 工程で行うが、本研究室の設備においては、リセス成形までを行うことが出来る。

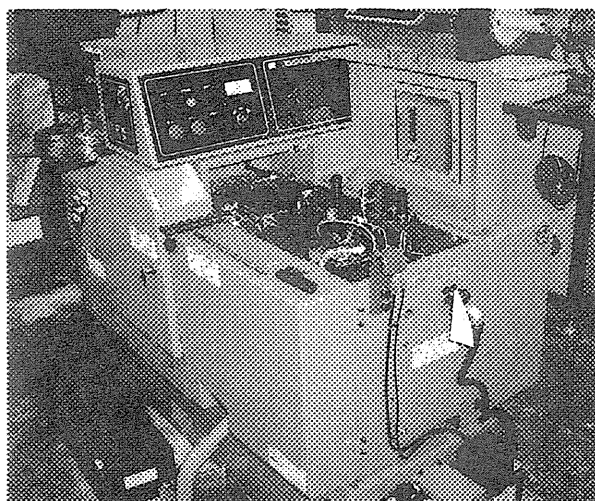


図 22 コールドヘッダー概観

5.1.2. ボルト用素材

M1.6 のボルトを作製するには、 $\Phi 1.3\text{mm}$ の線材が必要である。線材作製法を図 23 に示す。図 23(a)に示すように、 $7\times 7\times 30\text{mm}$ の加工材を放電加工により棒状に切り抜く方法と、通常ボルトの素材として用いられ、変形能が高い SWCH18A に関しては、実用化を期して、ECAE 加工材、及び無加工材に従来の冷間加工を施し細線化する方法を取った(図 23(b))。後加工に関しては、具体的には、図 23(b)に示すように冷間孔型圧延、スエーピング、引拔きの 3 つの加工を組み合わせで用いた。トップラントエンジン社に依頼して冷間圧延は 28 パス加工で対する辺の幅が 2.2mm の八角形に加工した材料を、6 パスで $\Phi 1.35$ までスエーピング加工を行った。最終的に本研究室にて引抜き加工により、目標の $\Phi 1.3\text{mm}$ とした。今後、引き続き細線化のさらなる検討が必要であると考えられるので、申請予算でスエーピング機を購入した。

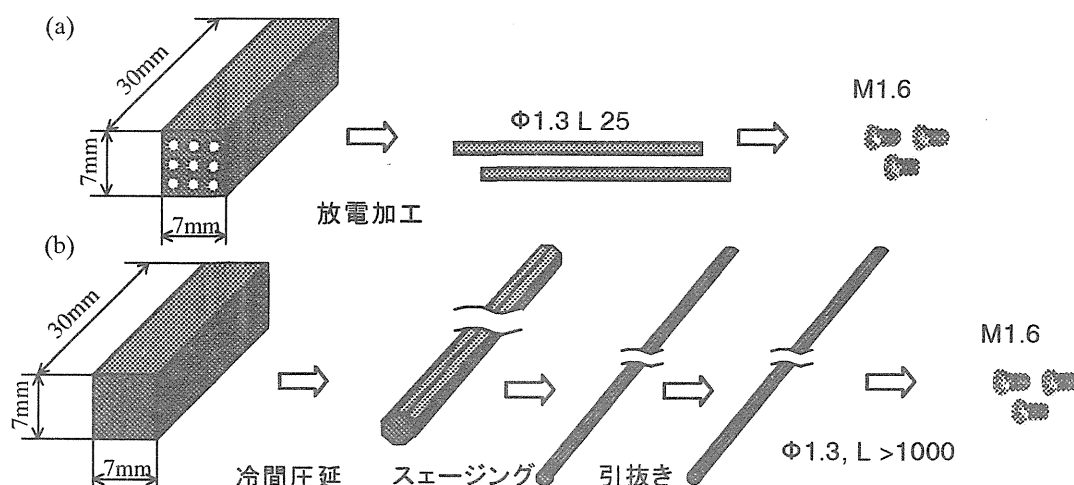


図 23 ボルト成形用素材の作製方法

5.2 ボルト成形試験結果

5.2.1. 放電加工素線での結果

マイクロボルトの成形は、切断、予備成形、リセス成形、ネジ部転造の 4 工程で行われているが、大部分の条件では、リセス成形までしか行っていない。S15C、S25C、S35C、S45C、S50C、SWCH18A の受け入れまま材、ECAE 加工材に関して行った。また S15C、S25C、S50C に関しては、熱処理材に関するものも行った。マイクロボルト成形結果の一覧を表 3 に示す。表 3 において○で示された条件では、マイクロボルトの成形が可能であった。△は予備成形までが可能であったことを示している。図 24 に ECAE 加工後、及び加工前の素材で成形されたマイクロボルト(予備形状を含む)を示す。図 25 には、ECAE 加工後熱処理を施した素材から成形されたマイクロボルト(予備形状を含む)を示す。S15C においては、すべての加工条件でボルトの成形が可能であった。S25C では受け入れまま材では、成形可能であったが、ECAE 加工材では、成形を行うことができなかった。S35C 以上の炭素含有量ではすべての条件下において、成形することが出来なかった。図 26 に断面組織写真を示す。図 26 から ECAE 加工後においても、受け入れまま材と同様のねじ部の成形性を有することが分かる。

表 3 加工熱処理とマイクロボルト成形性(△は予備成形可能)

	S15C	S25C	S35C	S45C	S50C	SWCH18A
受け入れ まま材	○ (Hv116)	○ (Hv160)	△ (Hv176)	× (Hv222)	△ (Hv257)	○(Hv182)
2Pass	○ (Hv254)	× (Hv312)	× (Hv327)	× (Hv344)	× (-)	○(Hv248)
4/3Pass	○ (Hv279)	× (Hv324)	-	-	× (Hv384)	○(Hv254)
熱処理	4 Pass R. C	2Pass R.C	—	—	2pass R. C	—
	○(Hv261)	×(Hv284)			× (-) 50s	
	○(Hv254)	×(Hv254)			× (-) 150s	
		×(Hv222)			× (-) 450s	

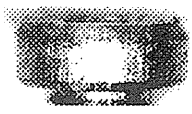
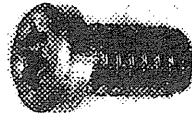


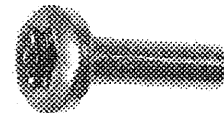
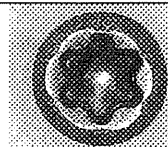


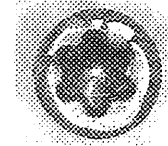





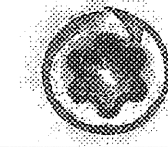



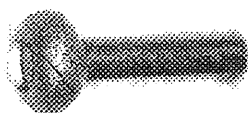
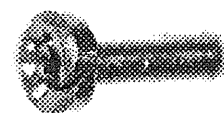



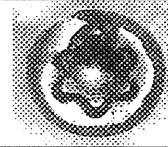
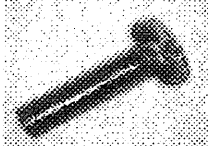
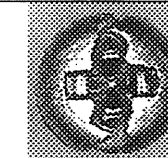


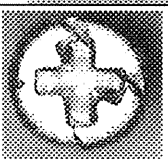


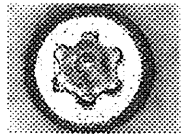
S15C	4 pass			
S25C	As received			
	2 pass			
	4 pass			
S35C	As received			
	2 Pass			
S45C	As received			
	2 pass			
S50C	As recieved			
	2 pass			
SWCH18A	4 pass			

図 24 ECAE 加工材により成形されたマイクロボルト(予備成形含む)

熱処理材に関しては、S25C では、ビッカース硬さ $Hv=222$ まで下げてもボルトを成形することが出来なかったが、硬さの低下と共に、割れの大きさが小さくなっていくことが図 25 から分かる。S50C に関しては、熱処理により、 $Hv300$ 程度まで硬さを下げたが、ボルトを成形することが出来なかった。

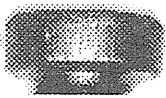
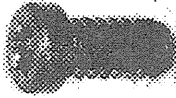


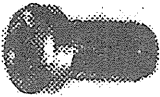












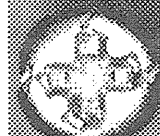
S15C ($Hv279$)	$Hv268$			
	$Hv256$			
S25C ($Hv312$)	$Hv284$			
	$Hv254$			
	$Hv222$			
S50C ($Hv346$)	$Hv(\text{約 } 300)$ 600°C 600s			

図 25 ECAE 加工+熱処理材により成形されたマイクロボルト(予備成形含む)

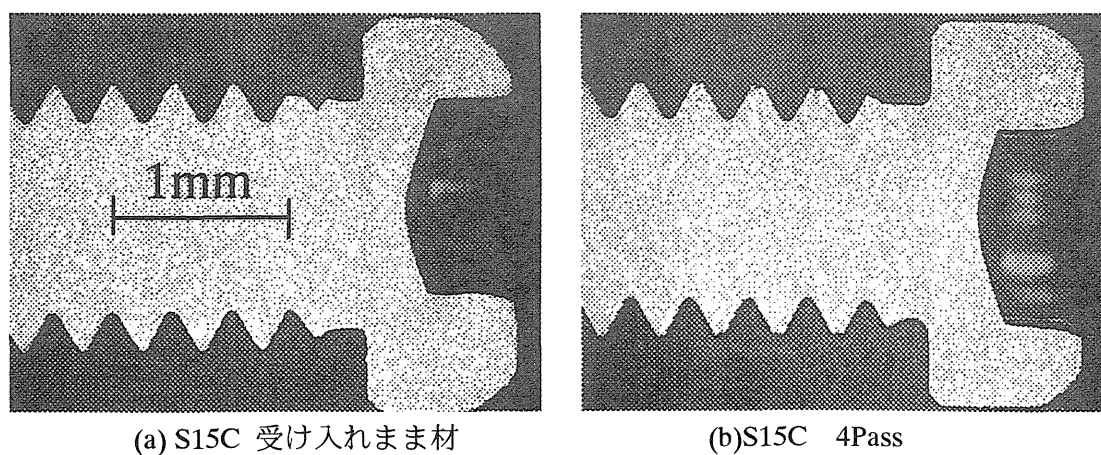


図 26 マイクロボルト断面写真

5.2.2. 冷間加工素線での結果

SWCH18A をルート C で 2 パス、4 パス加工した材料と受け入れまま材(0 パス材)を冷間加工により細線化した素線からマイクロボルト成形試験を行った。7mm 角から $\Phi 1.3$ に減面した場合、単純に断面減少率から求められるひずみは、3.6 となり、かなりの強加工を受けたことになる。ECAE 加工では 1 パスあたり約 1 の相当ひずみを付与できることから、4 パス加工材は約 4 の相当ひずみを受けたことになる。ボルト成形前の素材の降伏応力を測定するため、便宜的ではあるが、線材を直接チャックし、チャック間距離を 20mm、その値を評点間距離として、応力-ひずみ曲線を求めた結果を図 27 に示す。図 27 から、細線材は、0 パス材では、900MPa、2、4 パス加工材に関しては、約 1GPa の降伏応力を持つことがわかる。評点距離の差異はあるが、伸びは、ECAE 材よりも劣ることが分かる。圧延加工(伸線加工)の方がひずみの反転が無いため、ECAE 加工材よりも高い降伏応力を示すことが分かる。

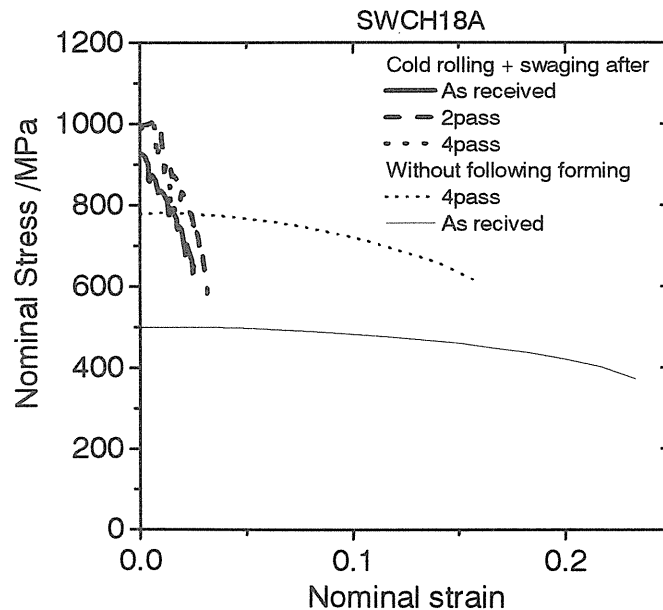


図 27 ECAE+冷間加工材の応力-ひずみ曲線(SWCH18A)

図 28 に ECAE 加工後、及び加工前の素材に冷間圧延(伸線加工)を施した素線から成形されたマイクロボルト(予備形状を含む)を示す。図 28 から ECAE 加工を行わずに、細線化加工のみを行った条件においても、予備成形にて割れが生じている。また、ECAE の 2 パス加工と、4 パス加工による大きな差異は見られなかった。


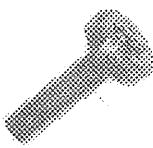







SWCH18A	Convensional cold forming			
	ECAE 2 Pass + Convensional cold formig			
	ECAE 2 Pass + Convensional cold formig			

図 28 ECAE 加工+後加工により伸線された素材により成形されたマイクロボルト
(予備成形含む)

6 考察

図 29 にマイクロボルトが成形可能であった加工熱処理条件での応力-ひずみ曲線を示す。成形できなかったが比較的高い全伸びを示した条件での応力-ひずみ曲線を図 30 に示す。図 29 と図 30 から、マイクロボルトの成形性には全伸びではなく、均一変形後の局部伸びが高い材料において成形可能であることが分かる。パーライトのような局部伸びが低い材料では、ボルトの成形が困難であった。S35C より炭素濃度が増加すると、ECAE 加工を行っていない受け入れまま材であっても成形することが出来ない場合では、ECAE 加工によりさらに延性が低下するため、同様に ECAE 加工後の成形が出来ないことが確認された。熱処理によりパーライト部のセメンタイトを球状化させることで、微細なフェライト・セメンタイト組織を創製することが可能であるが(図 21(b)右図参照)、その降伏強度は元のパーライト組織に比べて大幅に下がる。よって、S35C 以上の炭素濃度の鋼材では、C 量を増加した効果があまり見られず、従来の成形後・熱処理の工程と比べて、利点があるとは言いがたい。比較的、炭素濃度が低い場合には、フェライト粒微細化によって、800MPa 級の破断強度を持つマイクロボルトが創製可能なことが示された。

また、SWCH18A に関して、冷間圧延+スエーピングにより細線化した場合、細線化の際に相当ひずみで 3.6 であり、ECAE で 4 パス加工された場合は、相当ひずみ 4 となる。ECAE 加工の方が付与された相当ひずみが高いにもかかわらず、マイクロボルトの成形することが可能であり、ECAE 加工材は高い変形能を有することが分かった。変形能の違いは、図 27 の破断ひずみの違いからも裏付けられる

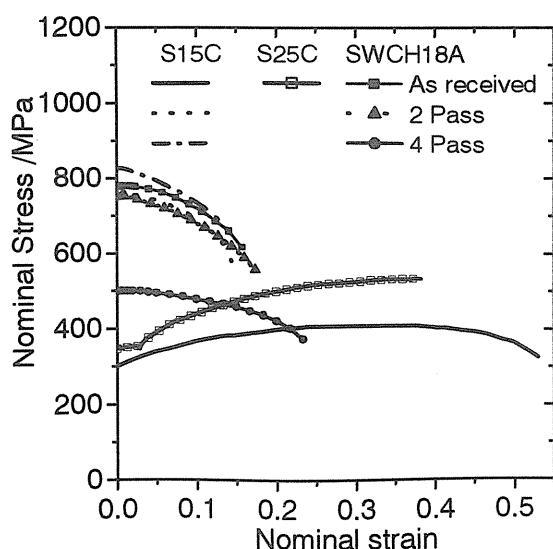


図 29 マイクロボルトが成形可能であった応力-ひずみ曲線

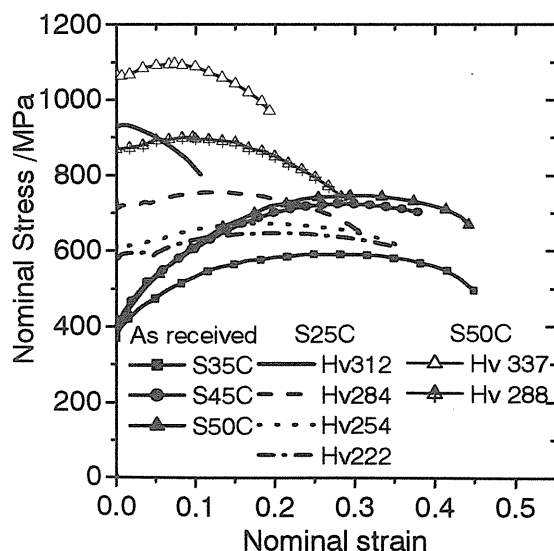


図 30 マイクロボルトが成形できなかった応力-ひずみ曲線

7 まとめと展望

0.15%~0.5%の炭素含有量を有する炭素鋼に ECAE 加工、加工後に熱処理を施した時の機械的、組織学的な変化を調査した。ECAE 加工を施すことで、強度を大幅に増大させることができ、その後の熱処理により、強度はわずかながら低下してしまうが、伸びを増加させることが可能である。種々の鋼材、加工熱処理条件でマイクロボルトの成形試験を行った結果、ECAE 加工と熱処理を組み合わせることによって以下のような、知見を得た。

- ・ 炭素濃度 0.15%以下では、ECAE 加工を行うことにより、高い変形能を保ったまま、その強度を上昇させることができ、800MPa 級のマイクロボルトの創製が可能である。
- ・ 0.35%以上の中炭素鋼では、ルート A で加工した時はパーライトのラメラ感覚が狭まり、大きな強度上昇が起こるが、ルート C ではパーライト中のセメンタイトが湾曲し、ラメラ間隔があまり変化しないため、大きな強度上昇が望めない。
- ・ ルート C で湾曲されたパーライトは熱処理によってセメンタイトが球状化しやすく、その分散によりパーライトを構成しているフェライトの熱処理による粗大化を抑えることが出来る。しかし、その場合、パーライト組織と比べて強度が低下してしまい、S45C, S50C において高強度の素材を創製することは困難である。
- ・ マイクロボルトの創製には、全伸びではなく、局部伸びの大きな材料(高絞り値)が適しており、ECAE 加工された低炭素鋼(S15C)はその条件を満たしている。

展望

ECAE 加工+冷間加工では十分な成形性を持つ 2 次加工材を創製することが出来なかった。今後は、ECAE 加工材の特性を維持したまま、バルク形状から目的とする形状(線材、棒材、板材)に加工する技術の検討を進める必要があり、現状では、鉄系材料に関しては、400~500℃での温間加工を ECAE 加工と組み合わせることにより、高機能 2 次加工部材の創製を試みる予定である。