

TMCP によるベイナイト組織の高靱化

Toughness Improvement in Bainite Structure by Thermo-Mechanical Control Process

藤原知哉 / Kazuki Fujiwara ・ 総合技術研究所 材料研究部 副主任研究員

岡口秀治 / Shuji Okaguchi ・ 総合技術研究所 材料研究部 主任研究員

要 約

TMCP 鋼の金属組織と機械的特性に及ぼす低温オーステナイト域での加工の影響をフェライトとベイナイトの変態機構の観点から検討した。低温オーステナイト域において強加工することによってベイナイト鋼はフェライト鋼よりも優れた靱性が得られる。フェライト鋼の粒径が加工量の増加とともに単調に減少するのに対して、ベイナイト鋼のベイナイトラスの長さは50%以上の強加工において著しく減少することがわかった。これはシャルピー試験での破面単位の変化にも一致している。

更にフェライト鋼では加工量が増加しても強度には変化が見られないのに対し、ベイナイト鋼では引張強さが上昇することがわかった。両者に見られる相違は未再結晶オーステナイト中に導入された転位下部組織の受け継ぎが関与していると推察され、TMCP で得られる微細ベイナイト鋼の特長であると言える。

Synopsis

The effects of reduction in unrecrystallized austenite region on the microstructure and mechanical properties of TMCP steels were studied from the view point of the difference of transformation mechanisms between ferrite and bainite. The toughness of bainitic steel excels that of ferritic steel by heavy deformation. The ferrite grain size decreased monotonously with increasing amount of reduction. In contrast the length of bainitic ferrite lath decreased significantly, with a large amount of reduction, more than 50%. The same tendency was observed also in the unit crack length on the fracture surface in Charpy impact test. Although the tensile strength of ferrite has no change in all the range of reduction tested, that of bainite increased with increasing amount of reduction. The difference of effect of reduction on the microstructure and mechanical properties between ferrite and bainite was considered to be due to the inheritance of dislocation tangles formed in unrecrystallized austenite grains.

1. 緒 言

TMCP 技術は制御圧延と加速冷却により強度と靱性の向上を同時に得ようとするものである。制御圧延ではオーステナイト再結晶域での圧延によってオーステナイト粒の細粒化が図られ、続く未再結晶域圧延によって粒内に多数の格子欠陥が導入される^{1),2)}。これらの格子欠陥および扁平による粒界面積の増加はフェライトの核生成サイトを増大させ組織を著しく微細化している^{3),4),5)}。また加速冷却技術の進歩によって過冷却を大きくしフェライト核生成頻度を増加させより一層靱性の優れた鋼板の製造がなされてきた。

更に近年、高強度化指向の高揚とともにフェライト組織よりも高強度が得られるベイナイト組織の活用が重要となっている。従来、熱処理鋼で得られるベイナイト組織は粗大な上部ベイナイト組織^{6),7)}となるため靱性の向上が課題であった。TMCP 鋼のベイナイト組織の機械的特性についても種々検討されてきたが^{8),9),10)}、最適高靱化条件などに

ついては十分に明らかにされていなかった。本検討では、適切な TMCP を施すことにより、強度の高いベイナイト組織をフェライト組織よりも高靱化することが可能であることを見いだした。これはフェライト組織とベイナイト組織の圧延による微細化挙動が異なることに起因しており、両組織の変態メカニズムの相違に着目した基礎検討の結果、明らかになったものである。本報告では圧延材の機械的特性に及ぼす圧延・冷却条件の影響を変態組織の観点から検討するとともに、等温変態組織の微細化挙動に及ぼす加工の影響を明らかにし、ベイナイト組織の微細化機構を考察した。

2. TMCP 型ベイナイト鋼の高靱性化

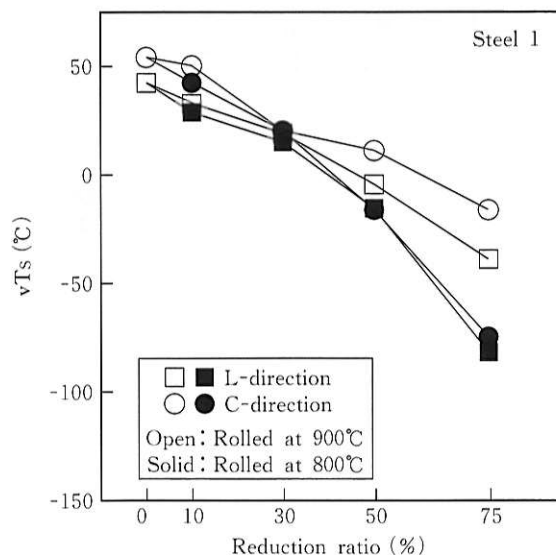
機械的特性の調査に用いたのは研究所内の180kg 高周波真空溶解炉にて溶製したインゴットで、鍛造後にラボ圧延機により12mmの鋼板に圧延した。化学成分は第1表に

第1表 供試鋼の化学成分
Table 1 Chemical compositions

No.	(wt%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Ti	B	Sol-Al	N
1	.08	.20	1.38	.011	.003	.60	.016	.011	.0009	.033	.0011
2	.04	.20	1.38	.011	.003	.60	.016	.010	.0007	.033	.0013
3	.10	.20	1.34	.007	.001	.62	.015	.012	.0013	.034	.0004
4	.18	.20	1.37	.007	.001	.62	.014	.012	.0008	.026	.0021

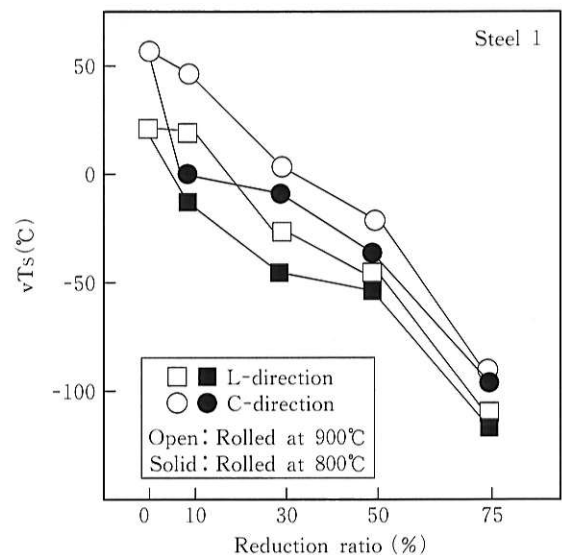
示す鋼1, 鋼2である。未再結晶 γ 域の拡大のために Nb を添加し, 冷却過程においてフェライトの生成を抑制しベイナイトを有効に生成させるため B および Ni を添加している。圧延後の冷却は水冷または空冷とし, 水冷材についてはベイナイトが生成する温度域まで加速冷却した。

第1図に鋼1を圧延後, 室温まで空冷した時のシャルピー衝撃試験の破面遷移温度 (vTs) に及ぼす圧下量の影響を示す。vTs は圧下量の増加とともに低下しているが, 空冷材の場合は圧下量の増加に対してその変化が単調であるのが特徴である。これに対し, 同鋼を圧延後, 約550°Cまで水冷した場合の vTs に及ぼす影響を第2図に示す。圧下量の増加により vTs が低下しているが, 空冷材の場合と異なり50%より大きな圧下量を与えることにより, vTs が効果的に向上することがわかる。その結果75%の圧延を行った場合には, 空冷材よりも水冷材の方が vTs が良好である。写真1に種々の圧延を施した空冷材の金属組織を示す。圧延無しの試験材では針状組織も見られるが, 75%圧延材も含めて塊状のフェライト組織が主体となっており, 粒径は圧下量の増加とともに減少している。次に写真2に水冷材の金属組織を示す。こちらは空冷材と異なり針状のベイナイト組織が主体となっている。50%圧延材までは針状の形態が確認されるが, 75%圧延材では組織は著しく微細にな



第1図 室温まで空冷された鋼1の靱性に及ぼす加工量の影響
Fig.1 Effect of reduction ratio on vTs in steel 1, air-cooled to R.T.

っている。この微細な組織も結晶方位学的な検討からベイナイト組織であることが確認している¹⁾。空冷材との組織の大きさを比較すると, 圧延を施さない場合には組織の粗さは同程度であるが, 大きな圧下量でベイナイト組織の微



第2図 550°Cまで水冷された鋼1の靱性に及ぼす加工量の影響
Fig.2 Effect of reduction ratio on vTs in steel 1, water-cooled to 550°C

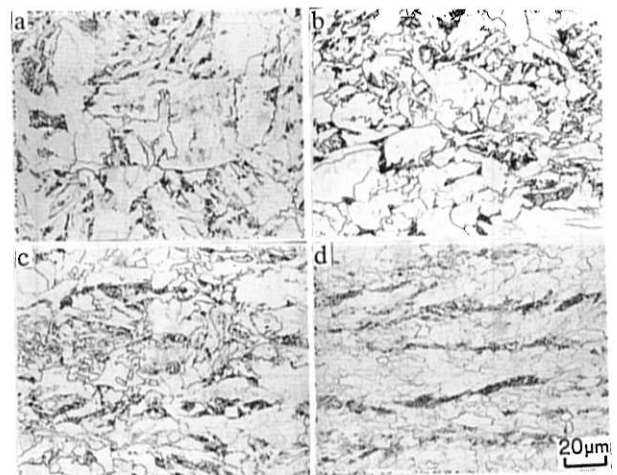


写真1 室温まで空冷された鋼1の金属組織に及ぼす加工量の影響 (800°C加工)

(a)無加工, (b)30%加工, (c)50%加工, (d)75%加工

Photo 1 Effect of reduction ratio at 800°C on microstructures in steel 1, air-cooled to R.T. (a)Not-deformed, (b)Deformed 30%, (c)50% and (d)75%, respectively

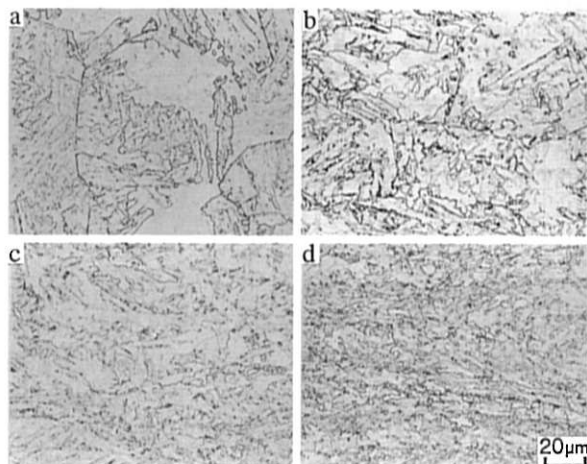
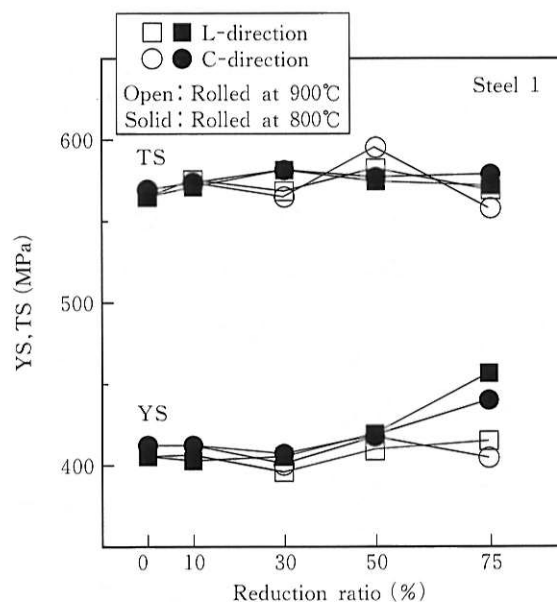


写真2 550°Cまで水冷された鋼1の金属組織に及ぼす加工量の影響 (800°C加工)

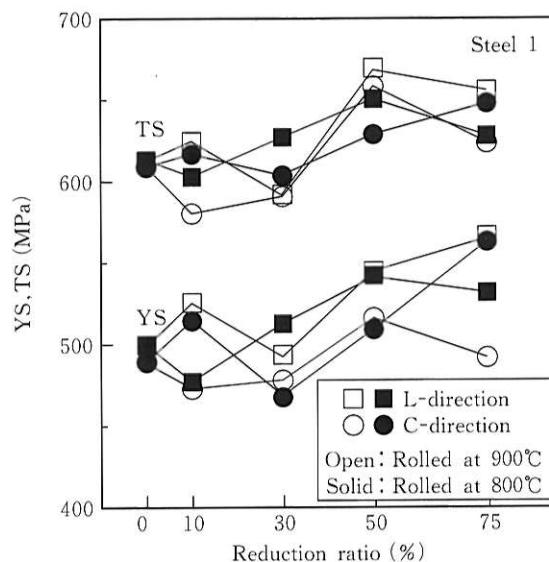
(a)無加工, (b)30%加工, (c)50%加工, (d)75%加工

Photo 2 Effect of reduction ratio at 800°C on microstructures in steel 1, water-cooled to 550°C (a)Not-deformed, (b)Deformed 30%, (c)50% and (d)75%, respectively

細化が顕著であることがわかる。次に第3図に空冷材の強度に及ぼす圧下量の影響を示す。塊状フェライト組織の微細化によって圧下量の増加とともに降伏強度は上昇しているが、引張強度の上昇は全く見られない。これに対し、第4図に示すようにベイナイト組織の場合は、降伏強度が上昇すると同時に引張強度も圧下量の増加とともに上昇している。

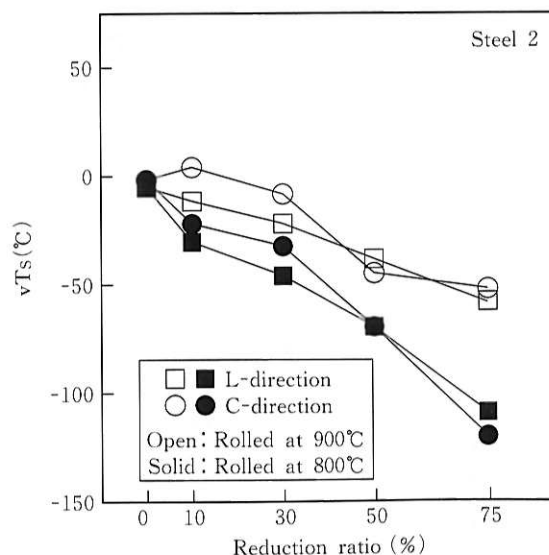


第3図 室温まで空冷された鋼1の強度に及ぼす加工量の影響
Fig.3 Effect of reduction ratio on strength in steel 1, air-cooled to R.T.

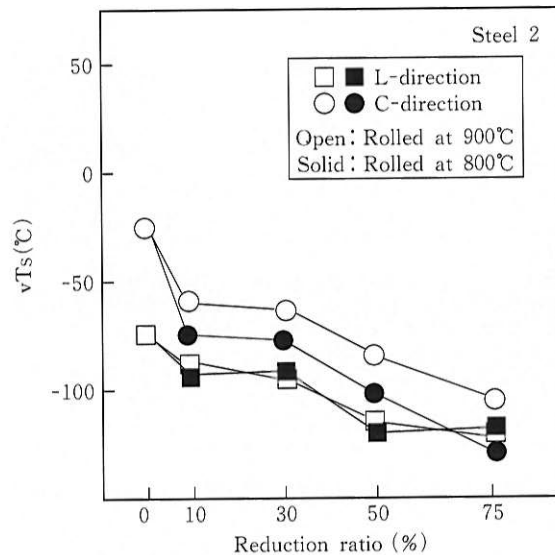


第4図 550°Cまで水冷された鋼1の強度に及ぼす加工量の影響
Fig.4 Effect of reduction ratio on strength in steel 1, water-cooled to 550°C

続いて鋼2の空冷材および水冷材のvTsに及ぼす圧下量の影響を第5図および第6図に示す。空冷材(第5図)では鋼1の場合と同様にvTsが圧下量の増加とともに単調に低下しその傾きも第1図での傾きとよく一致している。これに対し、水冷材では鋼1(第2図)の場合と異なった傾向を示す。鋼2(第6図)の場合は鋼1に比べて圧下量の増加によるvTsの向上量が小さく、圧下量に対する傾きは空



第5図 室温まで空冷された鋼2の靱性に及ぼす加工量の影響
Fig.5 Effect of reduction ratio on vTs in steel 2, air-cooled to R.T.



第6図 550°Cまで水冷された鋼2の靱性に及ぼす加工量の影響
Fig.6 Effect of reduction ratio on vTs in steel 2, water-cooled to 550°C

冷材のそれと変わらないことがわかる。金属組織の観察結果を写真3、写真4に示す。空冷材(写真3)の場合は鋼1と同様、塊状のフェライトが主体の組織であり圧下量の増加とともに組織が微細化している。水冷材(写真4)では、鋼1(写真2)の場合と異なり50%、75%圧延材では均一微細な組織とならず、写真3の75%圧延材の組織と同程度の粗い塊状のフェライト組織が混在している。これは鋼2が鋼1よりも焼入性が低いためである。強度に及ぼす圧下量

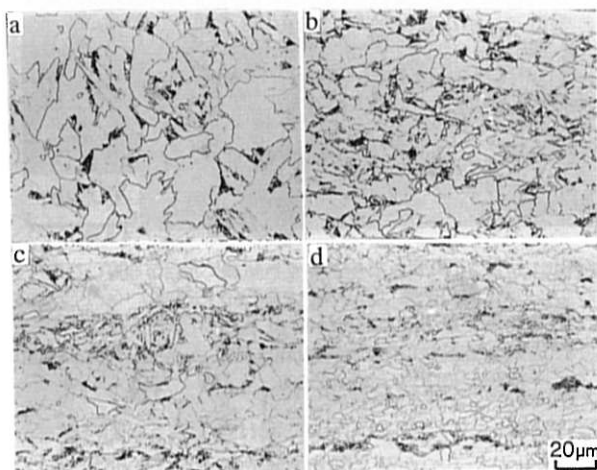


写真3 室温まで空冷された鋼2の金属組織に及ぼす加工量の影響(800°C加工)

(a)無加工, (b)30%加工, (c)50%加工, (d)75%加工
Photo 3 Effect of reduction ratio at 800°C on microstructures in steel 2, air-cooled to R.T. (a)Not-deformed, (b)Deformed 30%, (c)50% and (d)75%, respectively

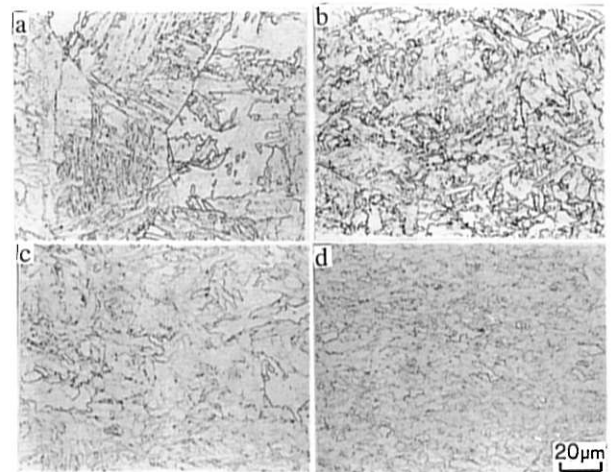
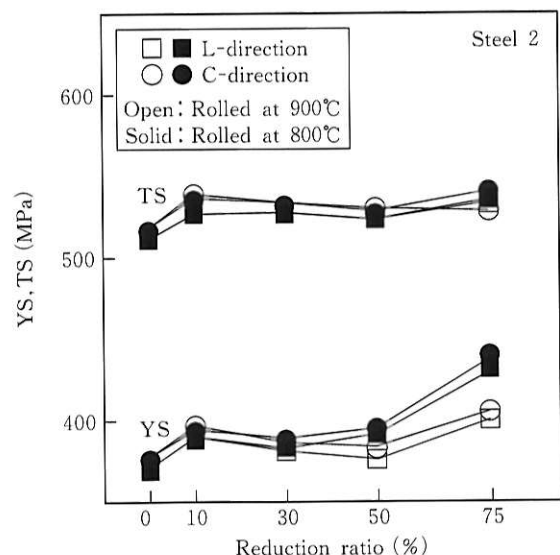


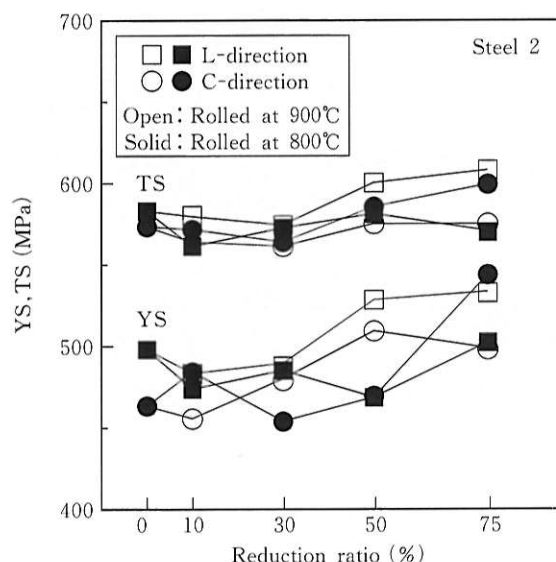
写真4 550°Cまで水冷された鋼2の金属組織に及ぼす加工量の影響(800°C加工)

(a)無加工, (b)30%加工, (c)50%加工, (d)75%加工
Photo 4 Effect of reduction ratio at 800°C on microstructures in steel 2, water-cooled to 550°C (a) Not-deformed, (b)Deformed 30%, (c)50% and (d)75%, respectively

の影響を見ると、第7図、第8図に示すように、圧下量の増加による引張強度の増加もほとんど見られない。すなわち、鋼2の水冷材では水冷中にベイナイト組織よりも先に塊状のフェライト組織が部分的に生成するため、靱性の向上や組織の微細化効果が小さく、引張強度の上昇も見られていないのである。TMCP後の加速冷却により強靱性は向上されるが、その効果は塊状フェライト組織の場合には小さく、微細なベイナイト組織が生成することによって大きくなると言える。



第7図 室温まで空冷された鋼2の強度に及ぼす加工量の影響
Fig.7 Effect of reduction ratio on strength in steel 2, air-cooled to R.T.



第8図 550°Cまで水冷された鋼2の強度に及ぼす加工量の影響
Fig.8 Effect of reduction ratio on strength in steel 2, water-cooled to 550°C

3. 加工によるベイナイト組織の微細化挙動とそのメカニズム

3-1 微細化挙動

組織に及ぼす加工熱処理の影響は、富士電波工機社製のサーメックマスタZを用いて行った。試験片を真空チャンバー内にて1100°Cのオーステナイト域で保持した後、900~700°Cまで約10°C/sの冷却速度で冷却し、歪速度1/sで10~75%の圧縮加工を施した。この後、直ちにヘリウムガスを用いてベイナイトまたはフェライトが生成する温度まで急冷し、種々の時間恒温変態させた後、冷却中の変態を避けるため室温まで水冷した。またマイクロ組織とシャルピー衝撃試験での破面単位との関係を調査するため、サーメックマスタZ試験片に同成分の他材を電子ビーム溶接し5mm角のシャルピー試験片を採取した。

鋼4の組織に及ぼす加工の影響を、写真5に示す。これは、鋼4を900°Cで種々の加工を行いベイナイト生成温度域575°Cで等温保持した組織である。写真5より、無加工材では長く直線的なラス状のベイナイト組織（以下ベイニティックフェライト）が生成し、典型的なB I型上部ベイナイト組織¹²⁾となっている。平行に生成した各ベイニティックフェライトの結晶方位は同じで脆性破壊時の破面単位に相当する大きなベイナイトパケットを形成している。30%加工材ではベイニティックフェライトは微細化する傾向をほとんど示すことなく湾曲するのが特徴であり、ベイナイトパケットの大きさは無加工材と変わらない。ところが50%加工材ではベイニティックフェライトが微細化すると同時にベイナイトパケットの痕跡が不明瞭となる。鋼3におけるベイニティックフェライトの長さに及ぼす加工の影響

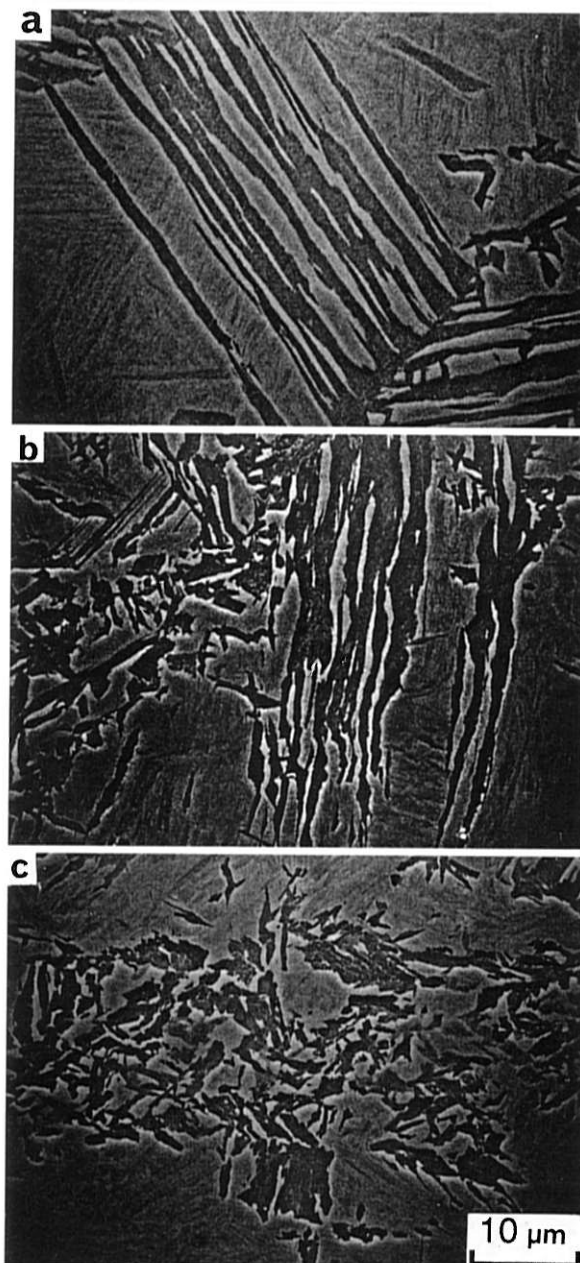
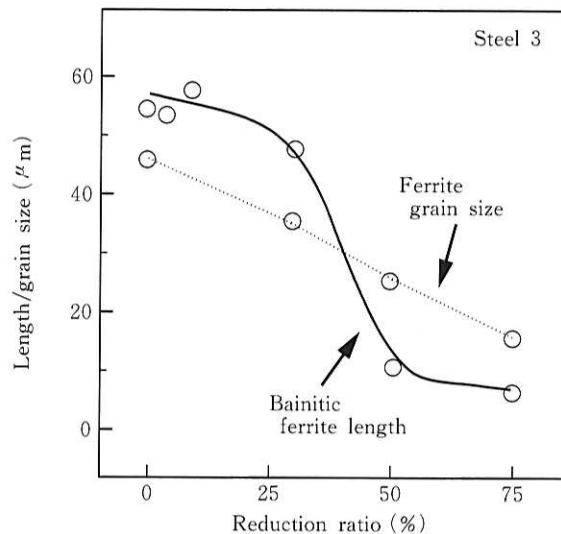


写真5 575°Cで変態したベイナイト組織に及ぼす900°Cでの加工量の影響 (a)0%, (b)30%, (c)50%
Photo 5 Effect of reduction ratio at 900°C on bainite morphology transformed at 575°C in steel 4, deformed by (a)0%, (b)30% and (c)50%

を定量化したものが第9図である。30%以下の軽加工材ではベイニティックフェライトの長さはほとんど加工の影響を受けないが、50%以上の加工によって長さは著しく微細化している。第9図中に塊状フェライトの粒径に及ぼす加工の影響をあわせて示す。ベイナイト組織の場合と比して、フェライト粒径の変化が加工量の増加に対して単調に減少している特徴が明瞭に現れている。

以上のようにベイナイト組織ではフェライト組織の場合と異なり、軽加工ではほとんど組織微細化が起こらない。しかし強加工によって著しい微細化が起こりフェライト組



第9図 鋼3のフェライト粒径とベイニティックフェライトの長さに及ぼす900°Cでの加工量の影響

Fig.9 Effect of reduction ratio at 900°C on ferrite grain size and bainitic ferrite length in steel 3

織よりもベイナイト組織の方が微細になることがわかる。

50%以上の強加工材において明瞭なベイナイトパケットが観察されなかったのは、ベイナイトパケットが微細化したためと考えられる。ベイナイトパケットの微細化の主因は上述のごとくベイニティックフェライトの長さが短くなったことであるが隣接するベイニティックフェライト同士の方位差も拡大していることが考えられる。無加工材では数多くのベイニティックフェライトが平行に生成しそれらは同一の方位を示すために長さと同程度に粗大なベイナイトパケットを形成している。これに対し、写真6に示すように50%加工後、等温変態させた試験片では平行に生成したごくわずかなベイニティックフェライトのみが同一の方位を持ち、隣接するベイニティックフェライトのうち同じ方位をもつものが無加工材と比較して著しく減少している(鋼4)。

サーメックマスタZの試験片から電子ビーム溶接を行って採取した試験片を用いてシャルピー衝撃試験を実施した結果を第10図に示す。同図より遷移温度は加工度50%を境に著しく向上している。この試験片から得た破面の大きさを第11図に示す。第11図からわかるようにシャルピー試験の破面単位の大きさは遷移温度と密接につながっており、50%以上の強加工において破面単位の減少が見られる。この破面単位の減少は、強加工においてベイニティックフェライトの長さが短くなることおよび隣接ベイニティックフェライト間の方位差が拡大することでベイナイトパケットが強加工で微細化し靱性が向上することに合致する。

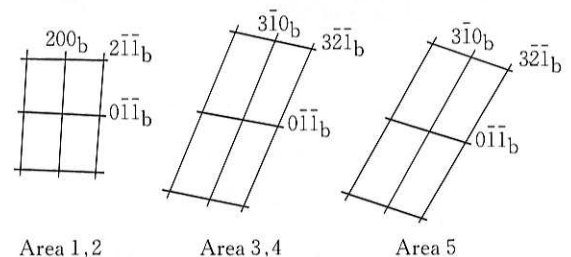
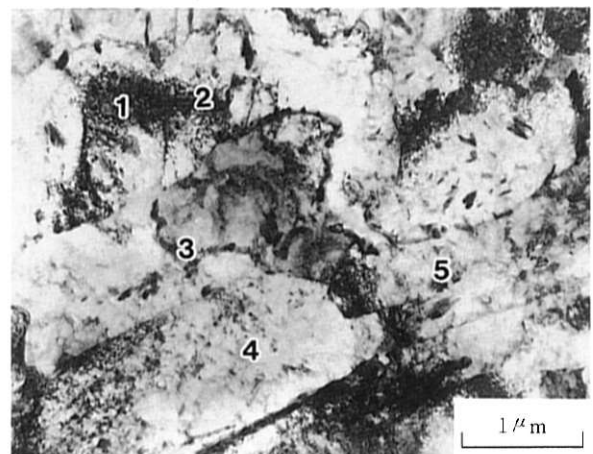
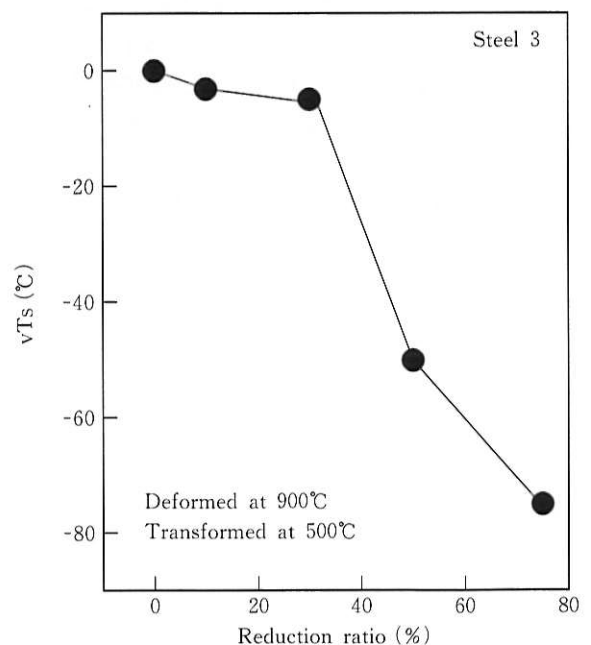


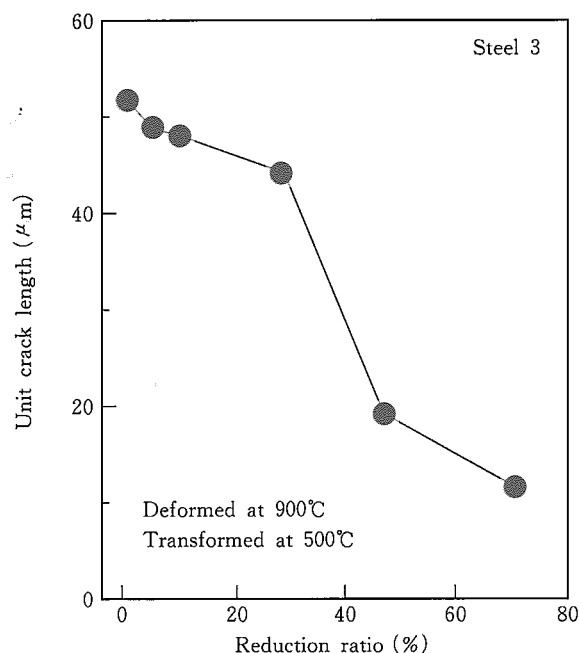
写真6 鋼4の強加工オーステナイトから変態したベイナイト組織と制限視野電子線回折パターン

Photo 6 Microstructures and selected area diffraction pattern of steel 4 transformed at 500°C after 50% deformation at 900°C



第10図 500°Cで変態させた鋼3の靱性に及ぼす900°Cでの加工量の影響

Fig.10 Effect of reduction ratio at 900°C on vTs in steel 3 transformed at 500°C



第11図 500°Cで変態させた鋼3の破面単位に及ぼす900°Cでの加工量の影響

Fig.11 Effect of reduction ratio at 900°C on unit crack length in steel 3 transformed at 500°C

3-2 微細化メカニズム

ベイニティックフェライトの微細化機構を考える前に、ラスマルテンサイトに及ぼす加工の影響に関する研究に目を向けると、ベイナイトと同様の知見が得られていることがわかる。Tamura らの研究¹³⁾によると、加工によってラスマルテンサイトのポケット内のラス配列が湾曲することが明らかにされているし、荒木らの5% Ni鋼における研究¹⁴⁾によると、軽加工材では転位下部組織(サブグレイン)の発達が不明瞭で転位密度の増加が主要な変化であるが、サブグレインが十分に発達した強加工材ではラスマルテンサイト組織が極めて微細になり、TEMを用いて観察すると、ラスマルテンサイトのスポットはリングに近い形状になるほど、個々のラスの方位差が大きくなっていることが明らかにされている。未再結晶オーステナイトからのベイナイト組織がオースフォームドラマルテンサイトの微細化挙動にそっくりなのは、ベイナイト変態が剪断型変態の要素を多く有していることに起因する。この場合、剪断型変態生成物は母相の格子欠陥を引き継ぐことが予想されるが、加工度の上昇とともにベイナイト組織の引張強度が上昇することは、ベイナイト組織が未再結晶オーステナイト中の格子欠陥を引き継いでいることを示していると推察される。従来、マルテンサイト変態においてオーステナイト中の格子欠陥の受け継ぎが行われるのは、合金炭化物が転位上に析出し転位が固着された場合のみであるという考え方^{15),16),17)}があったが、今日ではこうした転位の受け継ぎが合金炭化物の析出とは無関係に行われることが種々のマルテンサイト¹⁸⁾やベイナイト¹⁹⁾においても証明されている。

したがって、拡散型変態であるフェライトが加工によって単調に微細化されるのに対し、ベイナイトの場合に強加工で著しく微細化する現象は、サブグレインの形成によってベイナイトの成長^{20),21),22)}が妨げられた結果と考えられる。そこで加工によるオーステナイト中の転位組織の形成について見ると、熱間加工によってオーステナイト格子は歪みを受けるとともに多数の転位が導入される。動的回復の過程においてこれらの転位はタングルセル状組織を形成し始めるが、軽加工の場合にはこれらの転位群は幅の広い帯状になっており十分なサブグレインに発達しない^{23),24),25)}。加工量の増加に応じてサブグレインの方位差の程度が増大し、加工硬化が定常状態に達するような強加工の場合には、こうした転位群はサブグレインへと再配列し、オーステナイト中に多数の転位の障壁を形成する。このようなサブグレインは独立した結晶粒に近い性質を有すると理解されている。したがって、50%以上の強加工によってベイナイトの長さが著しく減少するという本研究の結果を見ると、強加工によるベイニティックフェライトの微細化に対し、以下のような機構が考えられる。加工量が小さい場合にはセル状組織を形成する転位密度も小さくセル間の方位差も小さいのでオーステナイト粒界で生成したベイナイトはこれらを越えて成長可能であり、オーステナイト格子の歪みに沿って湾曲しながら長く成長する。しかし、加工量が50%を超える強加工の場合にベイナイトの長さが制限されるのは、サブバウンダリーが発達し、サブグレイン間の方位差も数程度に大きくなるとベイナイトはもはやサブバウンダリーを越えて成長することができず、成長が抑制されるとともに、発達したサブバウンダリーが存在することによってこれがさらなる核生成サイトとして機能して方位が異なるものと考えられることができる。事実、写真7(b)に示すように強加工を受けたオーステナイトから変態したベイナイト組織ではベイニティックフェライト同士の界面に矢印で示したようなサブグレインの痕跡と思われる転位網が存在している。

Roberts ら²⁶⁾は Ahlblom ら²⁷⁾や Liljestrand²⁸⁾によって測定されたオーステナイト系ステンレス鋼のサブグレインサイズ ($D_{\text{stainless}}$) と Zener-Hollomon 因子との間に、

$$\log D_{\text{stainless}} = 2.35 - 0.15 \times \log Z$$

$$(Q_{\text{stainless}} = 420 \text{ kJ/mol})$$

の関係を求め、彼らは更にこの関係が低炭素鋼にも適用できるとして、 $Q_{\text{low carbon}} = 360 \text{ kJ/mol}$ より両者の関係を求め、低炭素鋼中のサブグレインサイズを下のように予測した。

$$D_{\text{low carbon}} = 269 \times \exp(-4770 / T)$$

$$\text{ただし、}\dot{\epsilon} = 1/\text{s}$$

これに対し鋼1および鋼3を用いて、種々の加工温度(700~900°C)において75%の強加工を行った後、525°Cで等温変態させたときの変態終了時のベイナイト組織を写真

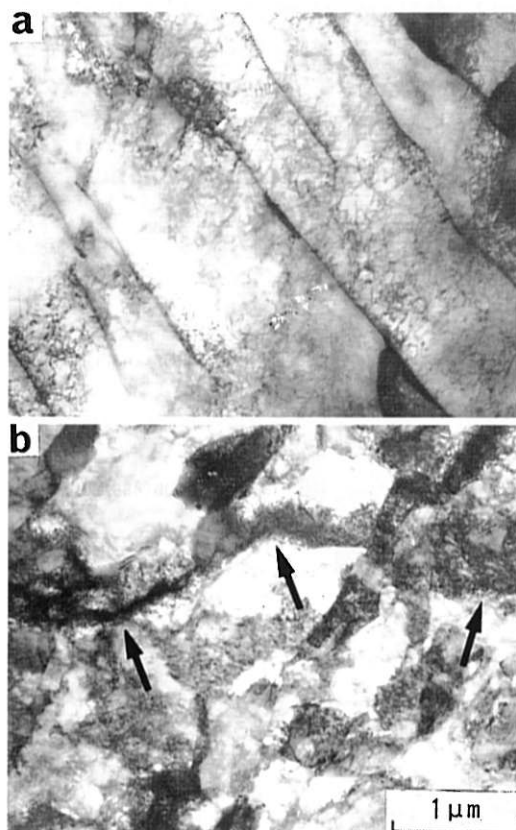
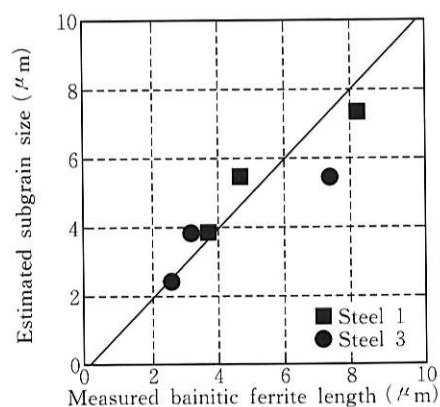


写真7 鋼3の強加工オーステナイトから変態したベイナイト組織に見られる転位網
(a)無加工, (b)900°Cで50%加工
Photo 7 Dislocation tangles in bainite transformed from heavily deformed austenite in steel 3
(a)Not-deformed (b)50%-deformed at 900°C

8に示す。加工温度の低下とともにベイナイト組織が微細になっている。以上の加工温度でのサブグレインサイズの計算結果と写真8から求めたベイニティックフェライトの大きさを比較したのが第12図であるが、両者の間には極めて良い一致が見られ、強加工によって形成されたサブグレインによってベイニティックフェライトの成長が抑制されることが頷ける。



第12図 ベイニティックフェライトの長さの実測値と計算で求めたサブグレイン径の大きさの相関
Fig.12 Relationship between bainitic ferrite length and estimated subgrain size

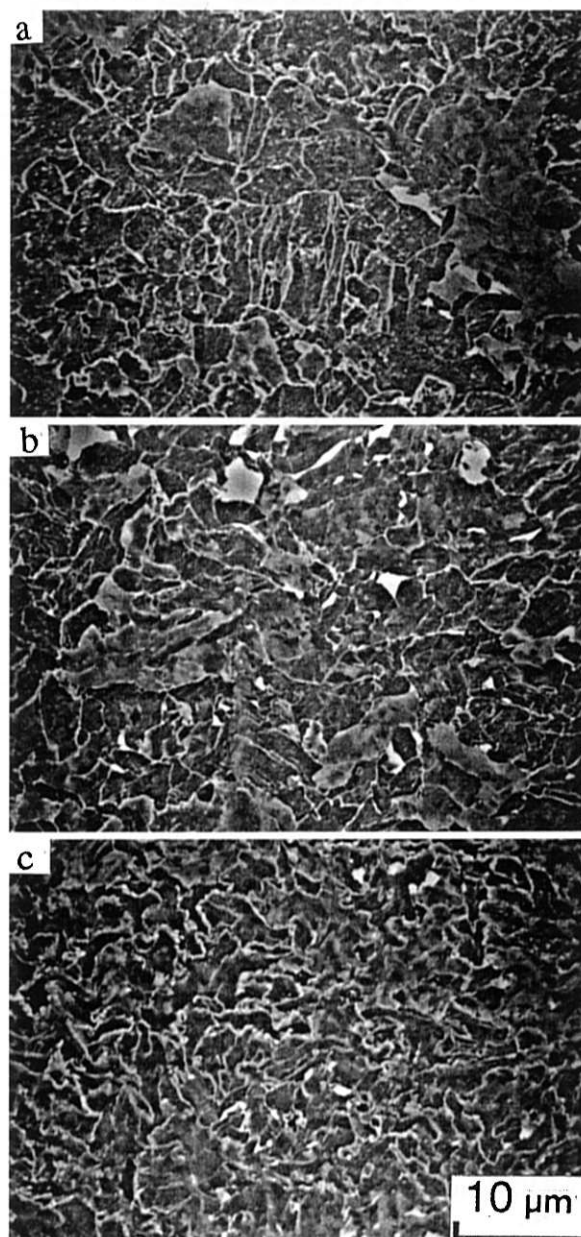


写真8 鋼1のベイナイト組織に及ぼす加工温度の影響
(a)900°C, (b)800°C, (c)700°Cで75%加工
Photo 8 Effect of reduction temperature on bainite structure in steel 1, deformed by 75% at
(a)900°C, (b)800°C and (c)700°C, respectively

4. 総括

(1) 圧延材の機械的特性と金属組織

フェライト鋼とベイナイト鋼の機械的特性の比較において、靱性に及ぼす低温オーステナイト域加工の影響はベイナイト鋼の方が大きく、強加工にて著しい靱性向上が見られる。また加工度が増加してもフェライト鋼では引張強度に変化がないのに対し、ベイナイト鋼では加工度の増加とともに引張強度が上昇した。ベイナイト組織の引張強度の上昇は未再結晶オーステナイト中に高密度の格子欠陥が存

在し、かつそれらがベイナイト組織にも受け継がれることに起因していると推察される。

(2)熱間加工シミュレータによる等温変態組織の微細化挙動
フェライト組織の場合には、加工度の増加とともに粒径が単調に減少する傾向が見られた。これに対し、ベイナイト組織の場合にはベイニティックフェライトは軽加工では湾曲するだけなのだが、強加工では著しく微細化し、フェライト組織よりも微細になった。またベイナイト組織の強加工材では隣接する微細なベイニティックフェライトの方位が異なることによりベイナイトパケットが小さくなった。

(3)ベイニティックフェライトの微細化機構

ベイニティックフェライトの微細化は未再結晶オーステナイト中でのサブグレインの形成と密接な関係があると思われる。サブグレインの計算値とベイニティックフェライトの大きさを比較すると両者が極めてよく一致した。この

ことから、強加工材では、サブグレイン境界が発達するが、拡散型変態であるフェライト粒はサブグレイン境界を越えて成長してしまうが、剪断型変態のベイニティックフェライトの場合はその成長が抑制されている。



藤原知哉/Kazuki Fujiwara

総合技術研究所 材料研究部
副主任研究員

(問合せ先：06(489)5754)

参考文献

- 1) J.D.Baird and R.R.Preston: Processing and Properties of Low Carbon Steel (1973), 1, (AIME)
- 2) A.B.le Bon and L.N.de Saint-Martin: Microalloying 75 (Oct.1975), Washington DC
- 3) 関根寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972), 10, p.1424
- 4) 福田実, 橋本保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972), 13, p.1382
- 5) I.Kozasu, C.Ouchi, T.Sampeï and T.Okita: Microalloying 75 (Oct.1975), Washington DC
- 6) T.Inoue: Trans.JIM. 11 (1970), p.36
- 7) H.Ohtani, F.Terasaki and T.Kunitake: Trans. ISIJ, 12 (1972), p.118
- 8) R.Frewillig, J.Kundrman and P.Chaska: Met. Trans., 7 A (1976), p.1091
- 9) R.H.Edwards and N.F.Kennon: Met.Trans., 9A (1978), p.1801
- 10) M.Umemoto, S.Bando and I.Tamura: Proc. of ICOMAT (1986), p.595
- 11) K.Fujiwara, S.Okaguchi and H.Ohtani: ISIJ. Int., 35 (1995), p.1006
- 12) Y.Ohmori, H.Ohtani and T.Kunitake: Trans. ISIJ, 11 (1971), p.250
- 13) I.Tamura, K.Tsuzaki and T.Maki: Proc. of ICOMAT (1982), p.551
- 14) 荒木透, 渡辺敏, 宮地博文: 鋼の強靱性, Climax Molybdenum Co. (Japan) Ltd., (1971), p.173
- 15) 渡辺敏, 荒木透, 宮地博文: 鉄と鋼, 55 (1969), p.797
- 16) I.Tamura, H.Yoshimura, M.Ibaraki and M.Tagaya: Trans. JIM, 5 (1964), p.47
- 17) A.J.McEvily Jr., R.H.Bush, F.W.Schaller and D.J. Shmatz: ASM Trans. Quart., 56 (1963), p.753
- 18) T.Maki and C.M.Wayman: Met. Trans.A, 7A (1976), p.1511
- 19) T.Maki: Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels, TMS, Pennsylvania, (1993), p.3
- 20) M.Nemoto: High Voltage Electron Microscopy, Academic Press, New York, (1974), p.230
- 21) H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmonds: Met. Trans. 10A (1979), p.895
- 22) B.P.J.Sandvik and H.P.Nevalainen: Met. Tech., 15 (1981), p.213
- 23) H.J.McQueen and J.J.Jonas: Treatise Mater. Sci. Technol., 6 (1975), p.393
- 24) H.J.McQueen: Met. Trans., 8A (1977), p.807
- 25) J.E.Bailey: Electron microscopy and strength of crystals, Wiley, New York, (1963), p.801
- 26) W.Roberts and B.Ahlblom: Acta Met., 26 (1978), p.801
- 27) B.Ahlblom and W.Roberts: Dr.Thesis, Royal Institute of Technology, Stockholm (1977)
- 28) L.G.Liljestrand: Scand. J. Metal, 1 (1972), p.271