

誌 上 討 論

(論文) 「制御圧延鋼における変態集合組織の形成」

柚島 登明・小川 陸郎

鉄と鋼, 65 (1979) 12, pp. 1747~1755

【質問】

日本鋼管(株)技術研究所 稲垣 裕輔

制御圧延鋼の変態集合組織形成機構について質問者が以前に得た結論¹⁾と本論文の結論の間には明瞭な相異が認められますのでこれに関連した質問をさせていただきます。

(1) 計算によつて求めた方位と実測集合組織の一致を議論する場合、 $\phi = 45^\circ \pm 10^\circ$ 一断面だけでなく全方位空間で両者を対比すべきではないでしょうか。すなわち variant のえらび方が主方位に影響を与えなくても、方位分散に大きな相異をもたらす場合があります。したがって単に主方位に関して計算結果と実測結果が一致したからという理由だけで、計算で仮定した variant だけが実際に選択されていると結論することはできないと思います。集合組織は単に主方位によつてのみ記述されるべきでなく方位分布として認識、把握されるべきものであり、三次元結晶方位分布関数がもちいられる最大の理由も、この点にあると思います。そのような観点から本論文の Fig. 7(b) のマルテンサイト変態の場合の結果をながめると、図中の数字 1, 2, 3... の並んだ方向で示される方位分布 (方位分散) は計算によつては説明できていないように思います。

(2) 本論文の Fig. 6 において計算で求めた方位は $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ に集積していると結論されています。しかしながら Fig. 6 において黒点で示した計算結果はかなり広い範囲に分散していること、および $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ 方位はこれらの黒点の集団の中心から大きくはずれていることを考慮するならば、本論文の計算結果のみからこれらが主方位であると断定はできないと思います。

(3) 本論文の Photo. 1 (a) は制御圧延した Nb 添加フェライト・パーライト鋼に典型的な混粒組織を示し、同一展伸 γ 粒から生成した α 粒の間に顕著な成長速度の差があることを示唆していると考えられます。もしこのような α 粒の成長速度に結晶方位依存性があるとするれば、最終的にえられる変態集合組織は、 γ 相圧延集合組織から単純に K-S の関係によつて導かれるものとかかなり異なつたものとなると考えられます²⁾。このような可能性は無視しうるのでしょうか。

(4) 本論文では γ 相圧延集合組織が純金属型、合金型のいずれであつても $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ α 相優先方位が導かれることを結論し、この結論が質問者の論

文 (本論文中では文献 5) で示されている.) をふくめて従来の解析結果と矛盾していないと述べられています。しかし、従来の研究の大部分は、 γ 相の圧延集合組織は純金属型であるという結論に到達しています²⁾。少なくとも質問者の論文においては、(i) γ 相の圧延集合組織は純金属型であること、(ii) $\{332\}\langle 113 \rangle_\alpha$ は $\{110\}\langle 112 \rangle_\gamma$ から、 $\{311\}\langle 011 \rangle_\alpha$ は $\{112\}\langle 111 \rangle_\gamma$ から形成することを結論しております。これらの諸点を考慮するならば、本論文で得られた結論は従来の研究でえられている結論、少なくとも質問者の得た結論とは明らかに異なつていというべきではないでしょうか。

(5) 極点図測定にもちいた試料の厚さが 0.07 mm であつたと述べられています。質問者の従来の経験では、Decker-Asp-Harker 法によつて鉄の極点図を測定する場合、試料の厚さが 0.05 mm を越すと X 線吸収が急増し吸収補正の精度が劣化するため正確な極点図の測定は困難になると思います。Decker-Asp-Harker 法で測定した α 角の範囲と具体的な $e^{-\mu t}$ 値を明示して下さい。

文 献

- 1) H. INAGAKI: Trans. ISI, 17 (1977), p. 166
- 2) 小指 軍夫, 稲垣 裕輔: 日本金属学会報, 15 (1976), p. 261

【回答】

(株)神戸製鋼所 浅田研究所

柚島 登明・小川 陸郎

最初に測定条件を説明します。透過法で極点図を測定する場合、試料厚さが 0.05 mm を越えると吸収補正に誤差を生じ正確な極点図の測定は困難になるとの御指摘です。

著者らは、試料厚さが厳しく制限される測定条件を採用することは好ましくないとの判断から、種々の検討を行つています^{1)~3)}。その結果、透過法測定角範囲は $\alpha = 0^\circ$ (外周部) から $\alpha = 30^\circ$ までに行っています。この測定条件で、同一試片より採取した 0.04 mm~0.09 mm (μt にして 1.176~2.698) 厚さの試料について、 μt 補正を行つて、極点図および 3 次元結晶方位解析の精度を調べた結果では記述しえるような差違は認められていません¹⁾。これらの結果^{1)~3)}を参照願います。

本論文で用いた試料厚さは、試料全体にわたつて厚さ分布の均一な試料を得やすい、0.07 mm を採用し、正確には μt にして 2.112~2.376 です。吸収補正值は各々の試料について μt から計算しています。

以下に本論文の内容に関する質問事項について説明します。

(1) ポリゴナルフェライト・パーライト鋼 (以下に

F-P 鋼と記述) の変態集合組織の形成機構について。

質問者は、先に示された論文⁴⁾において F-P 鋼の集合組織がアスキュラーフェライト鋼のそれに比較して著しく弱くなる原因を、粒成長段階の集合組織変化によることを結論されています。

本論文は、圧延後に水冷したマルテンサイト鋼と空冷した F-P 鋼の集合組織が著しく相異なる原因について、せん断型と拡散型変態では核生成する α 核の集合組織が相異なることを結論しました。F-P 鋼では、K-S variant のすべてが同確率に実現するために核生成する α 粒の集合組織がマルテンサイトのそれに比較してランダム化することを示した。

この点が、質問者と著者の論文における結論の最も大きな相異点であると思います。以下に、粒成長による集合組織変化に関連した著者らの実験結果を紹介し、意見を述べます。

制御圧延した鋼は混粒・不均一組織をもつ場合が多い。F-P 変態の進行と、それに伴う集合組織変化を把握する目的に変態途中の種々の温度から水冷したフェライト+マルテンサイト鋼について調べています⁵⁾。変態の進行はオーステナイト(以下に γ と記述)粒ごとに異なるが、1つの伸長 γ 粒に着目すると、変態初期に γ 粒界で α 粒の核発生頻度が高く、しだいに粒内の核発生が進み、最終的にパーライト変態する。変態後の結晶粒径は核発生頻度と成長速度によつて決まる。たとえば御指摘の Photo. 1(a) でパーライト粒に隣接している粗大な α 粒は、変態の初期に核発生したものではなく、むしろ、後期に核発生した α 粒に対応する場合が多い。

集合組織の主要方位の α 変態量に対する変化は、 $\{113\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位では変態初期に減少が著しく、 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 方位では変態中期までいざんと強く、その後からパーライト変態の終了にかけて減少する。 $\{332\} \langle 113 \rangle$ 方位の変化は、この方位粒およびこの方位が核発生する γ 相マトリックスが変態の後半まで存在していることを示し、変態初期に核発生した他の方位粒によつて侵蝕される度合が極めて少ないことを示唆していると思います。

一方、混粒組織をもたらし原因は根本的には解消できないと思いますが、その影響度を少なくする方法、たとえば、ミクロ偏析の軽減、 γ 粒の均一化と細粒化、および圧延後の加速冷却等によつて、混粒組織を軽減できます。一例として、本論文に用いた鋼 A を圧延後加速冷却 ($800^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ の平均冷却速度を 6°C/s) した F-P 鋼 (少量のベイナイトやマルテンサイトを含む) の組織写真と集合組織をそれぞれ Photo. 1 と Fig. 1 に示し、これらを本論文の Photo. 1(a) と Fig. 2(a) とに比較することによつて、組織変化に対応した集合組織変化が比較できます。同一倍率で示すこれらの組織は大幅に異なり、加速冷却した鋼は細粒で均一な組織を呈していますが、集合組織では特に変化を生じていません。ま

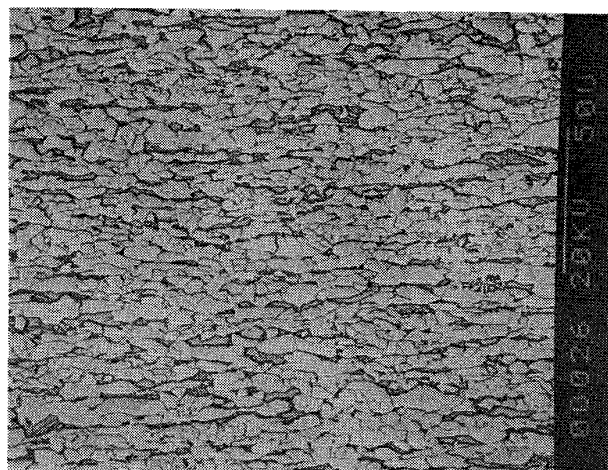


Photo. 1. Microstructure of accelerated-cooled steel after controlled-rolling.

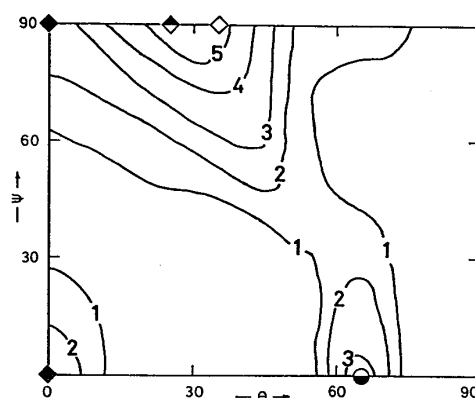


Fig. 1. Section at $\phi=45^{\circ}$ of crystallite orientation distribution, showing transformation texture of steel which is accelerated-cooled after controlled-rolling.

た、 γ 粒の細粒化の方法によつても類似の比較ができ、F-P 鋼においては γ 粒径による集合組織変化の少ないことを、すでに本論文中に示しています。

未再結晶 γ 域圧下率が一定で、 A_{r3} 変態温度以上で圧延を終了し、変態後の組織が F-P 組織を示す限り、それらの組織を構成する各相のサイズ、分散分布等による集合組織の変化は少ない。

以上の諸点より、粒成長段階の集合組織変化は無視しえる程度に少ないと判断しています。

(2) 実測と計算集合組織の比較検討について。

実測と計算の両集合組織とも 3 次元の方位分布として得られています。それらを 2 次元的に表示する場合、紙面の制約もあつて、特に計算集合組織については、 $\phi = 35^{\circ} \sim 55^{\circ}$ を 1 断面に圧縮して示したため、その表示方法の不十分さから二三の誤解を生じたようです。いずれにしても、両集合組織の比較は 3 次元的に各断面について検討しております。

本実験結果を議論するには、主方位とそれらの分散分布方位について定量的に検討する必要があります。そのため

に 3 次元方位解析することが不可欠になつています。

Table 4 を得るための (1), (2) 式の示す意味は, ϕ 角にして $5^\circ \sim 55^\circ$ の全範囲で 4θ , 4ϕ で示される 3 次元空間を比較検討の対象にしています。したがって, 鋼板の集合組織としては比較的単純なこの種のものでは, 「3 次元空間に存在する方位のうち, 方位密度が 2 を越える程度に存在する主方位およびそれらの分散分布方位の大部分が比較検討の対象になつている。」ことを御理解ください。

これらの検討から, (1) の冒頭で述べた結論が導かれます。

最後に, γ 相圧延集合組織の仮定を, 本文中の γ 方位 I と IV で代表して解析した結果と, I と IV およびそれら

の間で分散した方位 II と III を含めて解析した結果では, 上述の結論を導くことにおよぼす影響は少ない。本論文は, I ~ IV についての解析結果を示しているが, γ 相圧延集合組織がいかなるものであつたかを結論するものではありません。

文 献

- 1) 柚島登明, 小川陸郎, 福塚淑郎: 鉄と鋼, 59 (1973), S 646; 鉄と鋼, 60 (1974), S 189
- 2) 福塚淑郎, 小川陸郎, 柚島登明: R & D 神戸製鋼技報, 24 (1974) 4, p. 69
- 3) 小川陸郎, 柚島登明: 同上, 26 (1976) 2, p. 53
- 4) H. INAGAKI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 167
- 5) 柚島登明, 小川陸郎: 鉄と鋼, 64 (1978), S 344