

(討12) 再結晶によるオーステナイトの細粒化とコントロールドロリング

新日鉄 基礎研究所

○関根 寛、 丸山忠克

I 緒言

フェライト粒の微細化は材料の強度靱性の両方を同時に向上し得るほとんど唯一の方法である。コントロールドロリングとよばれる圧延技術は、とくに近年Nb添加鋼の場合について、圧延ままで安定して微細なフェライト・パーライト組織を与えるものとして展開されてきた。Nb添加鋼における細粒フェライト組織は低温度域の圧延によって生ずる未再結晶の伸長オーステナイト粒からの変態の結果であることから、コントロールドロリングという言葉は低温圧延とほぼ同義であると理解されている。¹⁾しかしながら、とくに製品板厚が大になるに伴い、低温圧延のみを強調しても、常に優れた靱性を保証し得るというわけにはいかなかった。この原因は製品の組織中に粗粒フェライトや上部ベイナイトが混入してくるためとされている。²⁾これに対して、Nb添加鋼においても圧下間でオーステナイトの再結晶が完了し得る高温域での圧延を規制することにより、この時点での再結晶オーステナイト粒をあらかじめある程度まで細かくしておき、これに低温圧延を加えることが、上記の混合組織対策すなわち靱性安定策として有効であるという提案がなされた。³⁾われわれも、低温圧延された未再結晶の伸長オーステナイト粒の中には、変態時にオーステナイト粒界と同様にフェライト粒の核発生サイトとなる変形帯⁴⁾を全く欠いているものがあり、こういう粒の頻度や大きさが変態後の組織中の上部ベイナイト等の分布とよく対応する⁵⁾ところから、上記の提案は充分根拠のあるものと考えた。本研究は、以上のような観点から、現場圧延に準じた連続的な圧下を加えた場合のオーステナイト再結晶粒の変遷について、実験的検討を加えたものである。

II 実験

真空溶解転炉並みN添加をした0.10%C-0.25%Si-1.4%Mn鋼ならびにこれに0.05%Nbを添加した鋼について実験をおこなった。スラブの加熱温度はすべて1,250℃とし、圧延はロール径300mmφ、ロール回転数10および20rpmの試験圧延機を用い、圧下温度の検出および規制はスラブ板厚中心に埋め込んだPR熱電対によった。多重圧下時の各圧下間隔は常に7secに規制、各圧下7sec後にスラブを氷食塩水中に焼入れてマルテンサイトとなし、オーステナイトの再結晶状況の観察をおこなった。最初に両鋼種の75mm厚小スラブを用いて、ロール回転数20rpmで圧延温度範囲を変え、表1に示す圧延スケジュールによる連続8圧下の実験、ついでこの結果に基づいてSi-Mn鋼について最終圧下のみをロール回転数10rpmとする連続8圧下の実験をおこなった。最後に、8圧下実験中の問題点の解明のために、やはりSi-Mn鋼について、スラブ厚を変え、圧下率を20%から56%に変えて、1乃至3圧下で7mm厚に圧延する実験を追加した。各焼入材の板厚中心部10視野について光学顕微鏡によりオーステナイト再結晶の程度および比較法による再結晶オーステナイト粒度の評価をおこなった。組織の現出にはリン酸・クロム酸混合液による電解フ食を採用した。⁴⁾⁵⁾

表1 連続8圧下の圧延スケジュール

圧下回数	1	2	3	4	5	6	7	8	
板厚(mm)	75	68	60	50	40	30	20	12	7
圧下率(%)	9	12	17	20	25	33	40	42	

III 結果と考察

III-1 連続8圧下実験

(1) いったん再結晶が起こる場合は、Si-Mn鋼では810℃の第8圧下、Nb添加鋼では980℃の第7圧下までは圧下7sec後のオーステナイトは再結晶を完了していた。しかし第1圧下温度を1,000℃まで下

げていくと、Si-Mn鋼では、第5圧下までは圧下後7 sec 間には再結晶は完了せず、部分的再結晶状態となり、940℃の第6圧下以後になってはじめて全面再結晶となったが、Nb添加鋼では、第1圧下から860℃の第8圧下に至るまで圧下後7 sec 間に再結晶は全く開始していなかった。⁵⁾

(2) 両鋼種とも、再結晶オーステナイト粒は各圧下毎に細くなってゆくが、PriestnerらがSi-Mn鋼について認めた圧延終段における再結晶粒度の収れん⁶⁾が、Si-Mn鋼のみならず、Nb添加鋼でも観測された(図1、表2)。

表2 各圧下7sec後のオーステナイト粒度

鋼種	圧延温度域 (°C)	再結晶オーステナイト粒度(ASTM NO)		
		第6圧下	第7圧下	第8圧下
Si-Mn鋼	1200/950	5.5	6.4	6.5
	1150/950	5.7	6.4	6.6
	1000/810	7.2	8.0	8.0
Nb添加鋼	1200/985	5.8	6.4	7.9
	1150/880	7.3	7.5	未再結晶

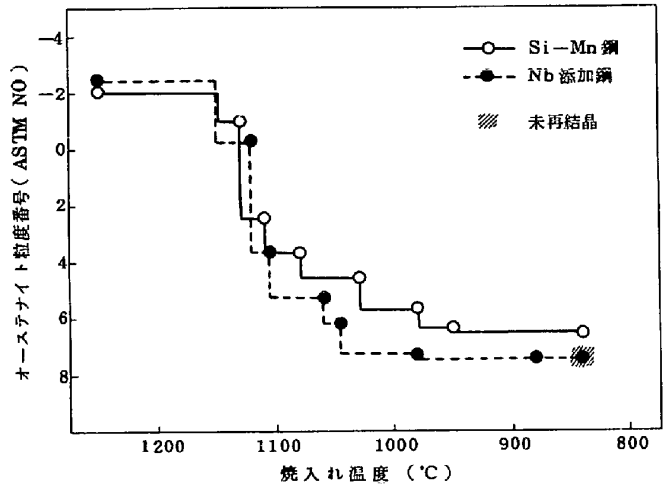


図1 連続圧下時のオーステナイト再結晶粒の変化

(3) スラブ加熱時のオーステナイト粒はNb添

加鋼の方が粗かったが、同じ温度/圧下スケジュールのもとでは、数圧下後の再結晶粒はNb添加鋼の方が細くなった(図1、表2)。

本実験におけるNb添加鋼の圧下間でのオーステナイト再結晶可能下限圧下温度980℃という結果は、従来の諸報告³⁾⁴⁾⁷⁾⁸⁾に比べて、100~200degほど低温側に移行している。これは、ひとつに本実験の終段の各圧下が大圧下となっていることと⁷⁾⁹⁾連続圧下によってとくに低温域での各圧下前の結晶粒が細くなっていることによって、⁹⁾¹⁰⁾オーステナイトの再結晶が容易になったためと考えられる。

金属材料の高温変形試験においてそのS-S曲線が図2に示すような極大を示す材料(Cu, Ni, γ-Fe)では、変形応力が歪量によらず一定となるいわゆる定常状態変形域(図2・領域Ⅲ)の動的レストレーション過程は再結晶である、という説がある。¹¹⁾ここで、この領域Ⅲの下限歪量 ϵ_c および領域Ⅲの変形応力 σ は、ともに、変形速度が大きいほど、また変形温度が低いほど、高い値となる。また領域Ⅰの高歪域乃至は領域Ⅱで変形を中止した場合には再結晶の完了には一定時間の高温保持が必要である(以後、静的再結晶とよぶ)のに対し、この領域Ⅲまで加工された場合には、可能な限り速やかに焼入れられても再結晶は完了して、

その結晶粒度は明らかに加工前の結晶粒度とは異なりしかも変形量によらず一定となること、¹²⁾およびさらにこの再結晶粒径の逆数はその変形応力 σ に比例して変化すること¹¹⁾などがわかっている。一般に高温振り等の高変形速度域での定常状態変形にあつては、変形速度 $\dot{\epsilon}$ 、変形応力 σ 、変形温度Tの間には、¹¹⁾

$$\dot{\epsilon} = A \exp(\beta\sigma) \cdot \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

また圧延時の噛込みから噛出しまでの平均変形速度 $\bar{\dot{\epsilon}}$ 、ロール直径 R_o 、ロール回転数 N (rpm)、圧下前

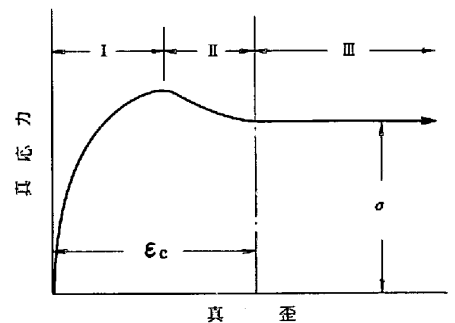


図2 Cu、γ-Fe等の高温S-S曲線

板厚 H 、圧下率 r の間には、¹³⁾

$$\bar{\epsilon} = \frac{2\pi N}{60 \sqrt{r}} \sqrt{\frac{R_0}{N}} \ln \frac{1}{1-r} \quad (2)$$

の関係があることから、今回の実験における各圧下の $\bar{\epsilon}$ を計算し、平均変形応力に比例する量として Zener-Hollomon の変数 Z ¹⁴⁾

$$Z = \bar{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (3)$$

の対数を求めて、この値と各圧下後の再結晶オーステナイト粒径 d の逆数の関係を求めた¹⁶⁾(図3・4)。ここで高温定常状態変形の活性化エネルギー Q の値としては γ -Fe の自己拡散の活性化エネルギー 64.5 Kcal/mol ¹⁵⁾ を採用した。従来、通常の熱間圧延で与えられる程度の変形量では定常状態変形は起り難い¹⁶⁾¹⁷⁾とされていたのに対し、その結果は以下の通りであった。

(4) Si-Mn鋼、Nb添

加鋼の両方について、本実験における大部分の再結晶オーステナイト粒度は、圧下温度および圧下時の平均変形速度のみによって一義的に決定される。このときの再結晶粒は圧下温度の低いほどまた変形速度の高いほど細くなる。

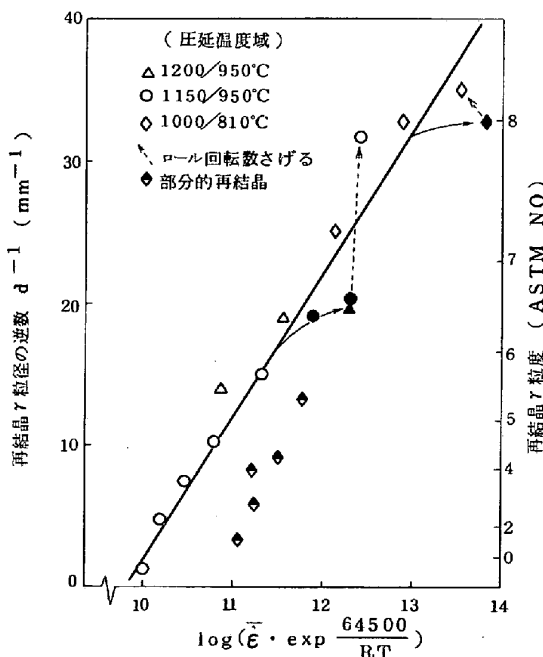


図3 最終圧下条件と再結晶オーステナイト粒度 (Si-Mn鋼)

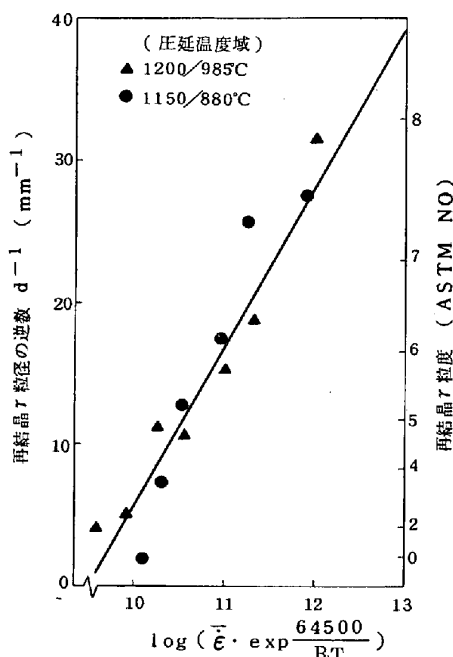


図4 最終圧下条件と再結晶オーステナイト粒度 (Nb添加鋼)

(5) 低温から圧延を開始して部分的再結晶となる場合の

再結晶粒度(図3◆)および圧延終段の取れん域の粒度(図3●◆▲)はいずれも上記の関係よりも粗粒となる。最初の数圧下が部分的再結晶であっても、その後の圧下で全面再結晶となったときの粒度は上記の直線上の値を示す(図3◇)。

ここで、図3および4の直線上の諸点は領域Ⅲまでの加工がおこなわれた定常状態変形の結果であると考え、また直線から下にはずれる諸点は、圧下時の変形量が領域Ⅰ乃至Ⅱの段階に留まったために、圧下後の7 sec間に静的再結晶したものと考えた。この考えが正しければ、取れん域の圧下条件に関して変形速度のみを下げ、その他を前通りとしておけば、領域Ⅲの下限変形量が下って定常状態変形に近づき、圧下後の粒度も細くなるはずである。そこでSi-Mn鋼で再結晶粒度の取れんが現われた第8圧下のみを、ロール回転数10rpmで圧下し、圧下後の粒度を調べた。その結果は、図3の点線の矢印が示のように、期待通りのものとなった。すなわち、

(6) 圧延終段の再結晶粒度取れんの傾向は、圧下時の変形速度を下げることにより、さらに細粒化が進む方向に変わり、再結晶粒度も定常状態変形の結果と考え得る上記の直線関係に近づいてゆく。

図3および4の直線関係を満足する再結晶挙動を真の動的再結晶とする根拠は未だ不十分であるが、本報告では以後この種の現象をとりあえず「動的再結晶」とよぶことにして、議論を進める。

Ⅲ-2 圧下後の再結晶粒の成長ならびに「動的再結晶」と圧下前オーステナイト粒度

標記の問題に関して、Si-Mn鋼を用い補足的な1乃至3圧下の実験をおこない、以下の結果を得た。

(7) 本実験の限りでは、オーステナイトの再結晶は圧下直後に完了しており、圧下後の冷却時の粒成長の程度は実験誤差の範囲に留まった。

(8) 圧下前の粒が粗い場合には、低温で大きなZ値に相当する圧下を加えても「動的再結晶」が起きないばかりでなく、部分的再結晶乃至は混粒となる。「動的再結晶」可能下限圧下率(図2の ϵ_c)は、前述の圧下温度、変形速度のみならず圧下前粒度によっても変化し、静的再結晶と同様に¹⁰⁾圧下前の結晶粒が細かいほど小さくなる、と考えると現象をよく説明できる。

以上の諸結果を総合すると、連続8圧下の実験でほとんど各圧下毎に「動的再結晶」が起り得たのは、圧延スケジュールが尻上り大圧下であることによって、圧下回数とともに温度が下っても、次々に「動的再結晶」を可能にする圧下前粒度および圧下率の条件が保証されたためである、と考えられる。

Ⅳ 結言

以上の結果は、熱間圧延時のオーステナイト再結晶挙動は、Nb添加鋼も含めて、スラブの加熱条件やそれまでの圧下履歴によって、さらにはロール径、ロール回転数によっても大巾に変化し得ることを示す。しかし、一般に各圧下を大圧下とすることは、圧下間でオーステナイトの再結晶が完了する下限圧下温度を下げ、しかも再結晶粒を細かくするのに有効である。ここでさらに、各圧下を上記の諸条件から定まる一定値以上の圧下率で加えるならば、少なくとも圧下直後には再結晶は完了しているようになる。このときには、圧下温度、ロール径、ロール回転数および圧下前後の板厚などの諸圧下条件は変形状態を決定するZener-Hollomonの変数Zの中の互換性のある因子として統一的に表現され、しかも再結晶オーステナイト粒度もこのZの値から予測できるようになる、ことがわかった。

文献

- 1) 例えば、小指軍夫、田中淳一、大須賀立美；鉄と鋼、58 (1972) A95/A98
- 2) 例えば、J. J. Irani, D. Burton, J. D. Jones and A. B. Rothwell; Iron Steel Inst. Spec. Rept., [104] (1968) 78/82
- 3) 三好栄次、大森靖也；特公昭 44-27139 (1969)
- 4) 関根寛、丸山忠克；鉄と鋼、58 (1972) 1424/1437
- 5) 丸山忠克、影山英明、関根寛；鉄と鋼、57 (1971) S624
- 6) R. Priestner, C. C. Earley and J. H. Rendall; J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 1252/1262
- 7) J. J. Irani, D. Burton and J. H. Latham; BISRA Open Rept., MG/C/31/68 (1968)
- 8) I. Kozasu, T. Shimizu and H. Kubota; Trans. Iron Steel Inst. Japan, 11 (1971) 367/375
- 9) I. Kozasu, T. Shimizu and K. Tsukada; Trans. Iron Steel Inst. Japan, 12 (1972) 305/313
- 10) 榎並禎一、波戸村太根生、田中智夫、船越督己；鉄と鋼、58 (1972) S482
- 11) 例えば、作井誠太；日本鉄鋼協会第5回西山記念講座「熱間加工状態における高速変形」(1969)
- 12) C. Rossard et P. Blain; Publ. IRSID A-174 Continu (1958)
- 13) R. B. Sims; Proc. Inst. Mech. Eng., 168 (1954) 191/200
- 14) C. Zener and J. H. Hollomon; J. Appl. Phys., 15 (1944) 22/32
- 15) F. S. Buffington, K. Hirano and M. Cohen; Acta Met., 9 (1961) 434/439
- 16) H. J. McQueen and S. Bergerson; Metal Sci. J., 6 (1972) 25/29
- 17) H. J. McQueen; Trans. Japan Inst. Metals 9 (1969) Suppl. 170/177