

# 討9 熱間圧延による顕微鏡組織および機械的性質の変化

日本鋼管 技術研究所 小指軍夫 田中淳一  
福山製鉄所 大須賀立美

## I. 緒言

熱間圧延のさいに再結晶によるオーステナイトの組織変化が生ずることはよく知られた事実である。オーステナイト組織は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の組織を決定し、したがって室温での機械的性質を決定する。このことは実用上重要な意味を持っており、熱間圧延の条件を適当に制御することにより好ましい組織をつくり出し、機械的性質を改善できる可能性があることを示している。このような考え方は熱間圧延のさいに低温側で發圧下を与える *controlled rolling* に採用されており、この圧延法により靱性のすぐれた鋼板が大量に生産されている。オーステナイトの再結晶については最近多くの報告が見られるようになったが、その本質についてはまだ究明されていない実が多い。ここでは著者らが進めてきた研究の一端を報告するとともに、オーステナイト状態と変態後のフェライト組織および機械的性質の関連について考察してみる。

## II. 熱間圧延によるオーステナイトの再結晶

構造用鋼として重要な Si-Mn 系 (0.23C-0.5Si-1.5Mn) ベースに微量の Nb, V, Al を添加した供試鋼について、1300°C 加熱 33% 圧延後の恒温再結晶挙動を調査した<sup>1)</sup>。再結晶の進行の例を写真1に示すが、とくに再結晶核生成に対する結晶粒界あるいは双晶境界の重要性が指摘される。再結晶の温度依存性は非常に大きく、850°C 以下では実用的な意味では再結晶が進行しないのに対して、900°C 以上ではかなり急速に進行し、1100°C では圧延直後でも粒界が直線を持った等軸オーステナイト粒が見られる。図1に再結晶率を示すが、再結晶速度は微量添加元素の影響を大きく受け、Nb, V が再結晶を抑制するのに対して、Al は僅かながら促進する。再結晶は主としてフェライトの冷間加工・焼鈍の場合に見られるような核生成、それに引続く大傾角粒界の移動で進行するように見受けられる。中高温では核発生に対して結晶粒界が重要な役割を果すことはすでに指摘されているが<sup>2)</sup>、これは結晶粒内での回復が進行するため、より加工硬化の高い粒界の寄与が相対的に重要になるためと考えられる。とくに興味のあるのは 900°C 付近でいわゆる *bulge* 型の核生成<sup>3)</sup> が観察されることである (写真2)。しかしこのタイプの頻度は比較的少なく、全体の再結晶過程のごく一部を占めるにすぎない。再結晶率 25% における粒界移動速度 ( $G$ ) を図2に示すが、Nb, V などをも含まない場合の活性化エネルギーは約 97 kcal/mol を示している。このプロット上で外挿すると 1000°C での  $G$  は 0.1 mm/sec のオーダーになり、また核生成までの *incubation time* を Arrhenius プロットで推定すると 1000°C では 0.1 sec 以下になる。したが

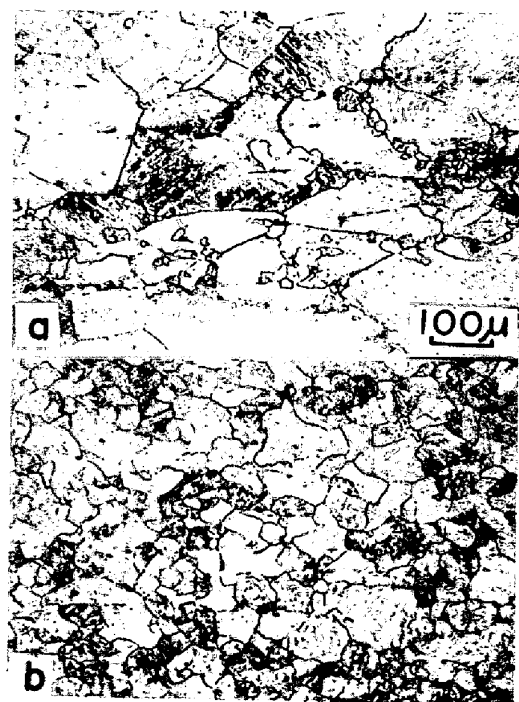


写真1 Si-Mn 鋼オーステナイトの再結晶 (900°C) a. 1sec, b. 300 sec



写真2 bulge nucleation (850°C)

って1000°C以上では圧延中に動的な回復あるいは再結晶が進行しているものと考えられる。Nbによる再結晶抑制作用はNb(CN)のオーステナイト substructure への析出,あるいは solute drag effect などによるものと推定されているが<sup>4)</sup>、その実験的検証は今後の課題と考えられる。

オーステナイト系18-8ステンレス鋼についても上と全く同じ試験を実施した<sup>5)</sup>。再結晶核生成の段階でSi-Mn鋼と異なる点は、18-8鋼では結晶粒界のみならず粒界近傍でも核生成が見られ、また変形帯でも明瞭な核生成が見られたことである(写真3)。一方双晶境界はほとんど核を生成しない。これはこの鋼の積層欠陥エネルギー (sfe) が非常に低く、cross slip が困難であることから理解できる。透視観察の結果によるとサブグレイン生成により再結晶核が生成することが認められた。しかし圧延直後にセル状の構造が形成されているにも拘わらず、このサブグレインへの変化は非常に緩慢であり、この理由はやはり低いsfeにあるものと推定される。したがってこの種の鋼では変形中の動的な回復によるサブグレインあるいは核生成が再結晶に対して重要な役割を果たすものと考えられる。

### III. オーステナイト組織とフェライト組織の関連

フェライト・パーライト鋼の場合、オーステナイト粒が細かいほどフェライト粒が微細化することはよく知られている。したがって多パス圧延によるオーステナイトの繰返し再結晶、あるいは比較的低温のパスによるオーステナイトの微細な再結晶によりフェライト粒が微細化されることはよく理解できる。しかしオーステナイトの再結晶温度以下での圧延によっても $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後にフェライトが細粒化することが認められる。写真4はSi-Mn鋼を再結晶温度以下で多パスの圧延を行なったもので、圧延パス回数が増える場合にはWidmanstätten 様組織が見られるが、パス回数が増えると微細なフェライト・パーライト状の組織を示すようになる<sup>6)</sup>。この組織が未再結晶オーステナイトから変態したものであることは、明瞭な集合組織の存在によって確認できる<sup>7,8)</sup>。このような未再結晶域で

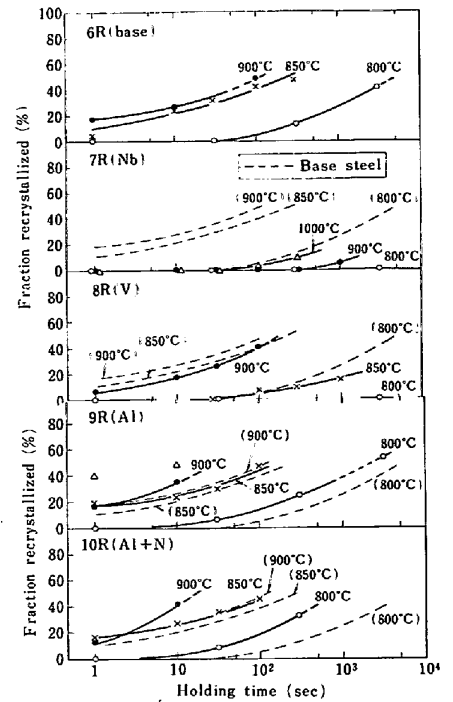


図1 Si-Mn-X系の再結晶

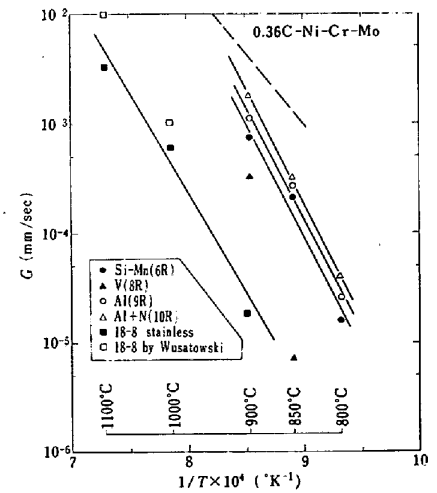


図2 粒界移動速度(G)

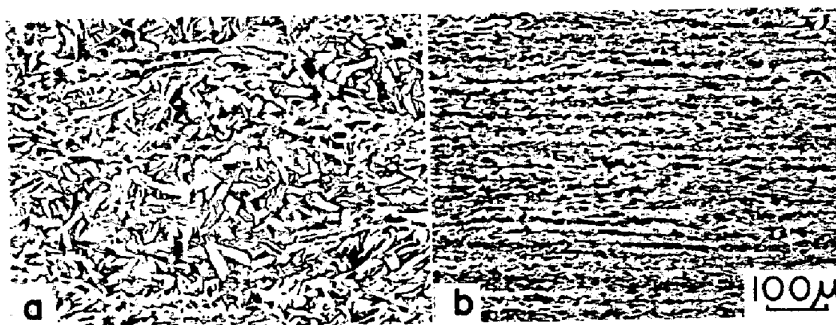


写真4 オーステナイト再結晶温度以下の圧延によるフェライトの微細化。a. 20%-4パス, b. 20%-8パス

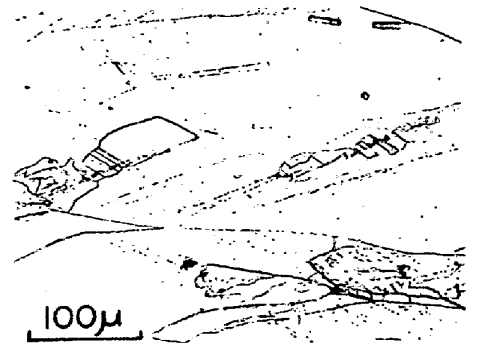


写真3 変形帯での核生成(18-8鋼)

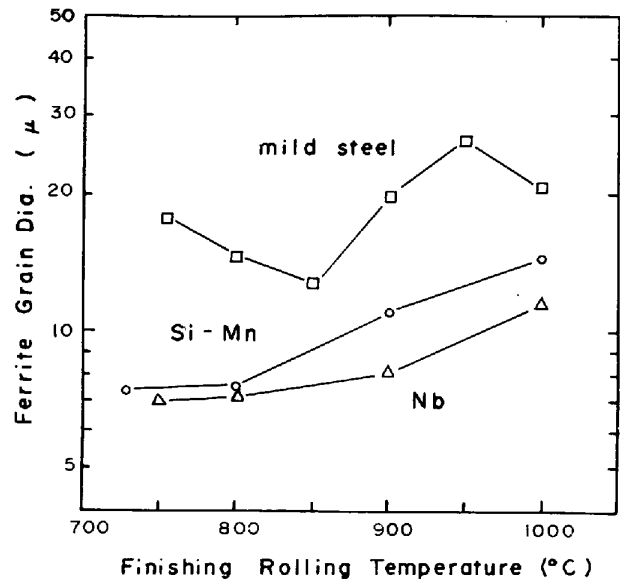


図3 多パス圧延時の圧延温度によるフェライト粒径の変化

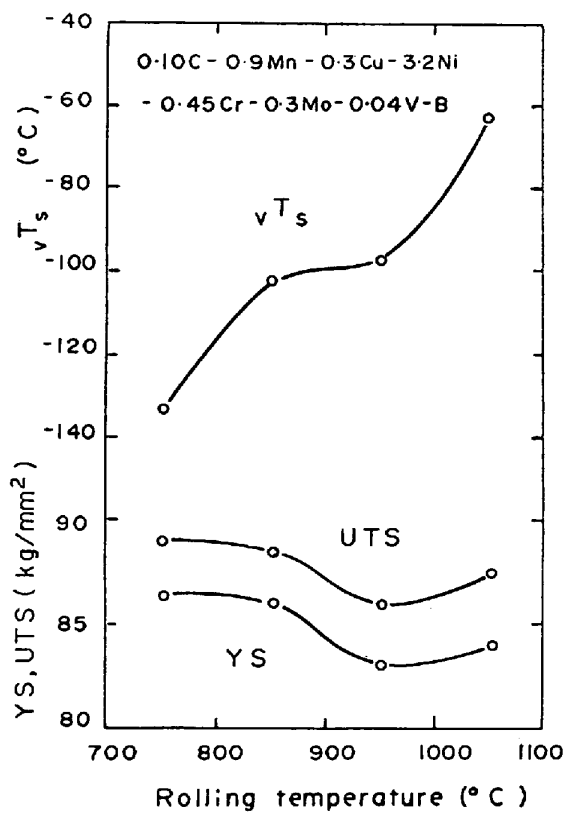


図5 各温度で43%圧延後直接焼入れ・640°C焼戻しを行なった場合の強度と靱性の変化

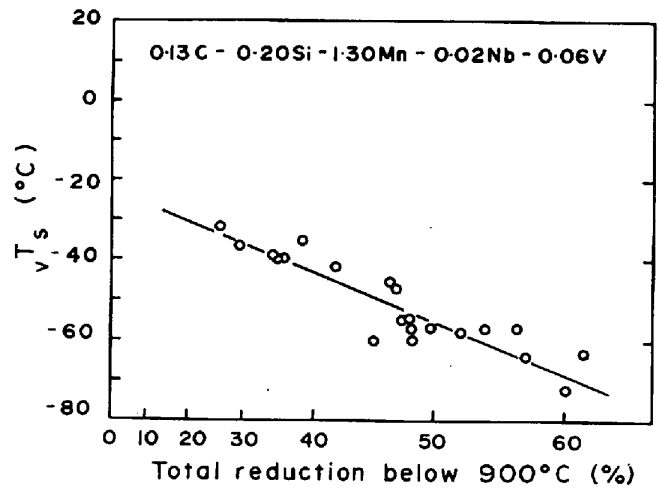


図4 工場圧延における低温側での合計圧下量とC方向シャルピー試験のvTsの関係

の強加工によるフェライトの細粒化は、オーステナイト再結晶温度の高い含Nb鋼で当然明瞭に認められる<sup>9,10,11)</sup>。この現象は加工による変態核生成の促進と考えられる。空冷中の多パスの圧延では、以上のような理由から圧延する温度範囲を低下させると図3のように、軟鋼を除き漸時フェライトが微細化し、いわゆる controlled rolling の効果が見られる。軟鋼は $\delta \rightarrow \alpha$ 変態熱が高く、またフェライトの再結晶温度はオーステナイトのそれよりも低いため、低温での圧延では変態後の圧延になり、フェライト粒の粗大化が起る<sup>10)</sup>。

IV. 熱間圧延条件と機械的性質

熱間圧延温度を低下させると、フェライト・パーライト鋼の場合にはフェライト粒の微細化が起る。これにより Hall-Petch および Cottrell-Petch の関係にしたがった降伏点の上昇、破面遷移温度(vTs)の低下が見られる。vTsの低下はとくにNbを含有する場合にいちじるしい<sup>12)</sup>。この理由は細粒化のほか、Nb(CN)の析出形態の変化が生じているためと推定されている。一般にオーステナイトの再結晶温度以下の圧延パスが与えられた場合にvTsの低下が大きいが、このような未再結晶域の圧延のフェライト粒度あるいはvTsに対する効果は、当然この温度領域における「合計」圧下量と直接関係づけられると考えてよい。図4はNb-V鋼を厚板圧延材で圧延した場合のC方向vTsであり、900°C以下の合計圧下率とよい相関が見られる。

熱間圧延後直接焼入れを行なう場合も、圧延温度を低下させ伸長した未再結晶オーステナイトの状態から焼入れると $vT_s$ が非常に低下することが認められる<sup>8)</sup>。図5はFe-C-Ni鋼の場合の例であり、このような $vT_s$ の低下はsubstructureの微細化によるものと考えられるが、他の要因も複合的に作用している可能性もあり、今後究明すべき興味ある問題と思われる。

### V. 結 言

熱間圧延後のオーステナイトの再結晶の進行は大きい温度依存性を有し、また再結晶挙動はsfcにより大きな影響を受ける。Si-Mn鋼ではbulge nucleationのような興味ある現象も見られる。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後のフェライト粒の微細化にはとくにオーステナイトの再結晶温度以下での圧延が有効であり、これにより $vT_s$ が大巾に低下することが示される。

### 文 献

- 1) I. Kozasu et al: Trans. ISIJ, 11 (1971), 367
- 2) R.W. Cahn: Recrystallization, Grain Growth and Textures (1966), 99 [ASM]
- 3) J.E. Bailey et al.: Proc. Roy. Soc., 267A (1962), 11
- 4) たとえば、大森: 日本金属学会誌, 30 (1966), 1164. K. J. Irvine et al: JISI, 208 (1970), 717
- 5) I. Kozasu et al: Trans. ISIJ, 11 (1971), 359
- 6) I. Kozasu: *ibid.*, 12 (1972), No. 3 掲載予定
- 7) 寺沢 他: 「鋼の強靱性シンポジウム」予稿 (1971), 113
- 8) 久保田 他: 日本金属学会誌, 32 (1968), 1074
- 9) 丸山 他: 鉄と鋼, 57 (1971), S 624
- 10) I. Kozasu et al: Trans. ISIJ, 12 (1972), No. 4 掲載予定
- 11) 福田 他: 鉄と鋼, 57 (1971), S 202
- 12) 松原 他: 鉄と鋼, 投稿中