

討14 非調質高張力鋼の熱加工履歴によるオーステナイト組織制御

日本鋼管 技術研究所 ○大内千秋 大北智良
三輪哲也
福山研究所 工博小指軍夫

I 緒言

近年、Nbなどの微量元素を応用した非調質高張力鋼は、制御圧延技術の進歩によりめざましい発展を示しており、とくに低温靱性を必要とする寒冷地向けの石油、ガス輸送用ラインパイプに多量に用いられてきている。しかし制御圧延枚を一般の溶接鋼構造物への適用を考えた場合、板厚方向の靱性の一層の改善が必要と思われる^(1,2)。フェライト組織の微細化による強度、靱性の向上のために行なわれる制御圧延は、最近ではスラブ加熱温度から一部 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の圧延を含めた熱間圧延全体を制御する方向に進んでいるが、とくに低温領域の圧延を重視した制御圧延枚では、衝撃試験破面上に separation の発生が著しく面内の靱性の向上の一因子になっている。筆者らはフェライトの核発生サイトの観点からオーステナイト組織の定量化を試み、一定の条件下において高、中温域での圧延による再結晶と粒の微細化と低温域での圧延による変形帯を含む deformed 粒の間に等価性のあることを報告してきた⁽³⁾。このことは再結晶と粒を微細化することにより低温領域の圧下を軽減できることを意味するが、従来熱間圧延により再結晶と粒が 20 μm 前後まで微細化する報告^(4,5,6)のあるものの、より細粒化する条件等については十分検討されていない。本報告は、前半で再結晶と粒の微細化条件を支配する諸因子や到達と粒径について、静的再結晶挙動および粒成長阻止の面から検討し、後半では制御圧延枚の板厚方向靱性および高、中温領域の圧延条件の制御の効果について実験室的に検討したものである。

II 実験

熱間圧延による再結晶と粒の微細化実験は、0.13% C-0.25% Si-1.40% Mn-0.04% Nb 鋼で行なった。また一部の実験は Si-Mn 鋼、0.02% Ti 鋼 および 0.12% Nb 鋼を用いて行ない、微量元素の影響を検討した。1パス圧延の実験は 1250°C 加熱、また3パス圧延は 1100°C 加熱を中心に行なったが、後者ではさらに低温の加熱あるいは低温仕上 (~950°C) の影響も検討した。いずれもパス圧下率を広範囲に変えてと粒径の変化を調べた。仕上り板厚は 7mm であるが、3パス圧延実験ではこの仕上り板厚の影響も検討した。再結晶と粒の粒成長挙動の実験は、圧延後その温度に保持した炉に所定時間だけ保持後焼入した。圧延後または炉内保持後焼入までの時間は 2~3 秒であった。各焼入枚の板厚中心の平均と粒径をリニアル、アトリリス法により測定した。一般に 1000°C 以上の熱間加工では静的な再結晶、粒成長などが極めて短時間のうちに生じることが知られているが、上記の熱間圧延一焼入実験で得られる再結晶と粒が静的なものか動的再結晶に基づくものかを確認するために、高速の熱間圧縮試験を実施した。本装置は至速度が 10⁻²~10 sec⁻¹ の間で制御が可能で、また熱間圧縮後、10⁻² sec 以下の遅れで急冷ができる機能を持ち、加工後 10⁻² 秒から数秒の間の組織変化を調べることが出来る。

III 再結晶と粒の微細化

1000°C 以上で熱間圧延後、直ちに焼入れることにより

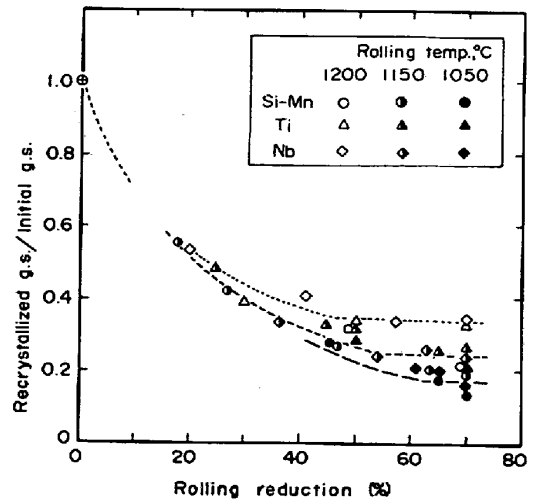


図1. 圧延温度、圧下率と再結晶と粒度の関係 (1パス圧延, Si-Mn, 0.04% Nb, 0.02% Ti 鋼)

組織を調べると、軽圧下率では部分再結晶、高圧下率で完全に再結晶した組織が得られる。部分再結晶から完全再結晶に変化する臨界の圧下率は圧延前の σ 粒径(初期粒度)、圧延温度、微量元素等の影響をうける。図1は1250°Cに加熱後、各温度でこの臨界圧下率以上の圧下を1パスにて与えたとき得られる σ 粒径を初期粒度で Normaliza して示した。再結晶 σ 粒径は基本的には初期粒度と圧下率に依存しており、高圧下率ほど細粒の組織が得られる。圧延温度や微量元素も影響を及ぼすが、これらは後述するように、再結晶 σ 粒の粒成長挙動を通して影響を与えるものと考えられる。

次に多パス圧延での微細 σ 粒を得る条件について検討した。初期粒度を細かくするため主に1100°Cの加熱温度を併用し、また3パスの各圧下率を臨界圧下率以上とした。3パス目最終パスの圧延温度を1000°Cにして、最終パス圧下率および仕上り板厚を変化させた場合の σ 粒径を図2に示す。 σ 粒径は圧下率のほか仕上り板厚にも依存しているが、従来限界とされていた粒度番号で8番以下の細粒 σ 粒が得られることがわかる。写真1は10 μ m前後の再結晶 σ 粒の組織を示す。さらにより低い加熱温度や900~1000°Cの仕上温度の効果も検討したが、本実験で採りうる圧下率の範囲では、このような場合にはいずれも部分再結晶となり、図3の結果と同様に再結晶可能な下限温度は、950~1000°Cであった。⁽⁴⁾なおこのような部分再結晶組織を恒温保持することにより再結晶を完了させた場合には、決して細粒の σ 粒は得られないことも確認した。

熱間圧延-焼入実験で得られる再結晶 σ 粒が、静的なのか動的な現象に基づくものかを確認するために行なった熱間圧縮試験結果の一例を図3に示す。平均歪速度が10.3 \times sec⁻¹および5.8 \times 10⁻²sec⁻¹の場合の Stress-Strain curve を示すが、熱間圧延実験の歪速度(~16 \cdot sec⁻¹)に近い場合にはかなりの高ひずみまで peak stress に達することなく、動的再結晶が生じるとされる定常状態の変形は起っていない。一方写真2では、同様に高歪速度で $\epsilon=0.35$ まで加工後、その後の保持時間にもなる焼入組織の変化を示し、加工後数秒間の間に再結晶が急速に進展することが明らかである。

以上のことから熱間圧延で採りうるパス圧下率および歪速度範囲において生じる再結晶粒は、大部分圧延パス向での静的再結晶に基づくものと考えられる。静的再結晶により得られる σ 粒径は、基本的に nucleation site の面積と加工による stored

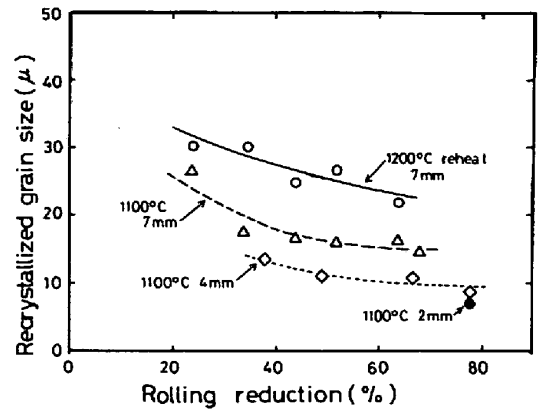


図2. 3パス圧延の最終パス圧下率と σ 粒径の関係 (0.04% Nb鋼)

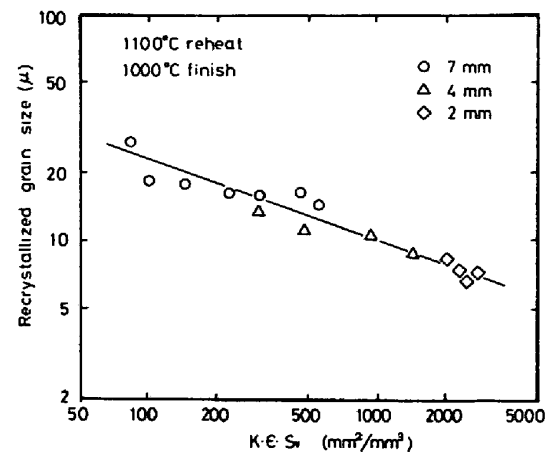


図4. 歪量(ε), 界面面積(S_v)と再結晶 σ 粒径の関係

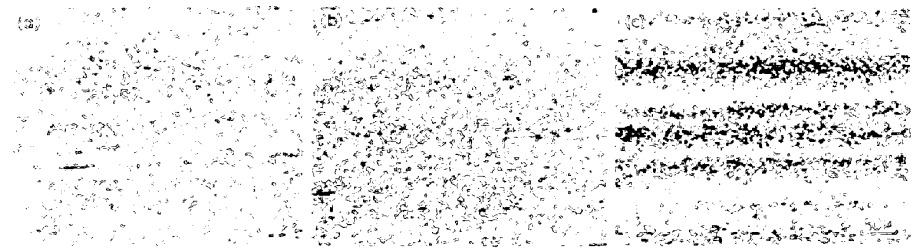


写真1. 3パス圧延による微細 σ 粒

板厚はa, b, c 各2.7, 4.2mm, σ 粒径は14.5, 8.7 および6.6 μ m

energyに依存すると考えら
れる。後者は主としてひずみ
量(圧下率)に依存するが、
このほか板厚中心部に加わる
実質的な圧縮応力にも影響を
与えている。これらの仮定と圧
下率にともなう組織変化の
定量化に基づいて、3パス圧
延時の最終パス圧下率に注目して再結晶の粒径を整理したのが
図4である。

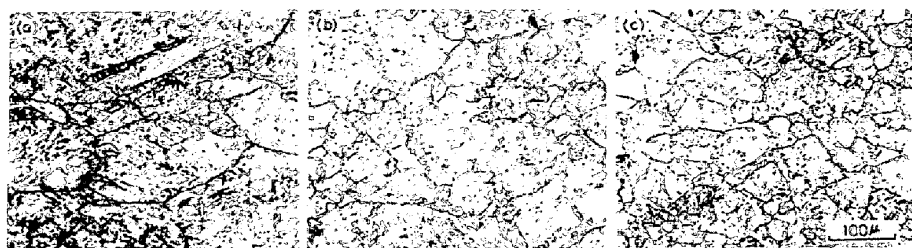


写真2. 加工後の恒温保持による再結晶の進行, $\epsilon = 0.35$, Nb鋼
a: 0.02秒以下, b: 0.2秒 c: 2秒

熱間圧延により再結晶の粒を微細化するもうひとつの条件は
再結晶後の粒成長を阻止することである。粒成長挙動は基本的
にオーステナイト相粒子(微量元素)と温度の影響をうける。図5には、
Si-Mn鋼, 0.04% Nb鋼および0.02% Ti添加鋼を1250°Cに
加熱後、各温度にて1パス(70%圧下率)を与えた後のその温
度に恒温保持中の粒成長挙動を示す。再加熱時の粒の成長挙
動と同様に、⁽⁸⁾ 粒径(D_r)は時間(t)に対して $D_r = k \cdot t^n$ で
表わすことができる。

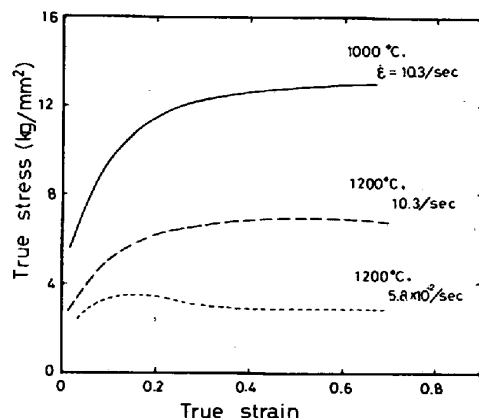


図3. 熱間圧縮試験での応力歪挙動
(0.04% Nb鋼)

Si-Mn鋼は各温度とε normal grain growthを示すが、
1050°Cでもかなり大きな値を示す。一方Ti鋼は、
1200°Cでも極めて小さな値であり、あらかじめの存在
する微細なTiNによる粒成長阻止と考えられる。Nb鋼
は1100°C以下ではTi鋼と同様に粒成長は遅いが、1150°C
以上ではある保持時間以後 abnormal grain growthを
示すようになる。Nb量は0.12%に高のてもこの傾向は
変わらず。Nb鋼で細粒再結晶の粒を得るには1100°C以
下で圧延することが条件といえる。

IV 圧延条件と板厚方向靱性の関係

制御圧延材の板厚方向(ε方向)の靱性については、
separationの発生との関連でいくつかの報告がなされて
いるが、^(1,2) 軽微組織の微細化による面内の靱性の向上
にもかかわらず、むしろ圧延により温度が低下するにつ
れて劣化することが知られている。^(1,2) とくにAr₃変態点
以下で一定の圧下かかると、著しいseparationの発
生があり、板厚方向の靱性が低下する。また鋼中のS含
有量の低減により板厚方向の靱性は向上するが、靱性は
S含有量の影響をほとんどうけず。図6は基本成分の
異なる0.04% Nb鋼の圧延直角方向(C方向)と板厚方向の靱性の関係を、圧延条件を変えて検討した
ときの結果を示す。圧延直角方向(または圧延方向)の靱性は基本成分系や制御圧延の度合いにより変
化は示すが、板厚方向の靱性は大きな変化を示さない。

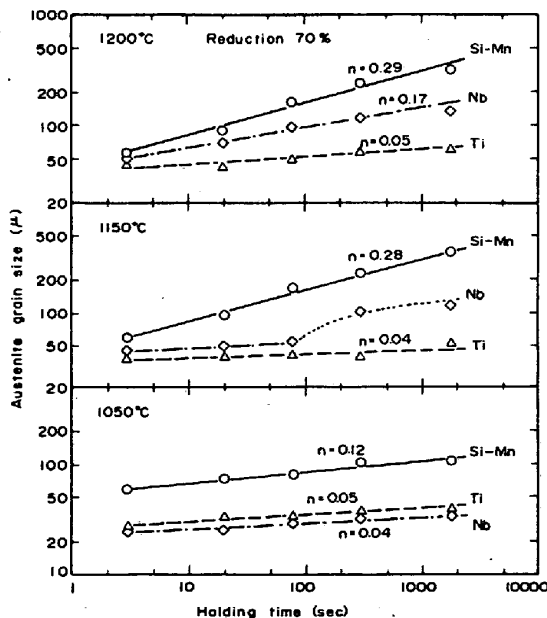


図5. 圧延再結晶の粒の粒成長挙動
1250°C加熱, 1パス70%
Si-Mn, 0.04Nb, 0.02% Ti鋼

制御圧延材の板厚方向の靱性が低下する原因として、集合組織の発達指摘されているが、このほか Nb 鋼に生じやすい混粒組織も一因とされている⁽⁹⁾。この両者の起因を軽減する方向として、前項までに述べた高、中温領域における圧延条件の制御により、再結晶粒を微細化するとともに、未再結晶オーステナイト領域での圧下率を軽減する圧延方法の効果を検討してみた。図7にその結果を示すが、1100°Cの低温加熱後、15~20%のパス圧下率の通常圧延スケジュールと1000°C前後において40%のパス圧下率を採用したと粒微細化の圧延条件の場合と比較すると、後者の圧延条件で850°C前後の圧延仕上げ温度の場合に最も優れた板厚方向靱性が得られた。本圧延条件の場合には、separationの発生は皆無であり、組織は整粒のフェライトであった。

V まとめ

熱間圧延による細粒再結晶粒を得る条件について Nb 鋼を中心に検討した。初期粒径、圧下率、圧延温度などの最適化により、10 μm 以下の微細な粒を得ることが明らかになった。また熱間圧延中の各パス間で得られる再結晶粒は主として静的再結晶に基づくことを高速熱間圧縮試験により明確にした。再結晶粒の成長を阻止するため、微量の添加が有効であり、また Nb 鋼は1100°C以下において粒成長が抑制されることが判明した。

制御圧延材の板厚方向の靱性を向上させるためには、高、中温域の圧延条件により、微細粒を得て、850°C前後で仕上げることが有効なことを明らかにした。

参考文献

1. G.R. Speich and D.S. Dabrowski ; Proceedings of AIME Symposium "Hot Deformation of Austenite" 1975
2. 三好, 福田, 東 ; 鉄と鋼 No.4 vol 60 (1974), S 216
3. I. Kojasu, C. Ouchi, T. Sampei and T. Okita; "Micro alloying 75", 1975, 100~114
4. 関根, 丸山 ; 鉄と鋼 No.2, vol 59 (1973), A45~A48
5. W.B. Morrison and J.A. Chapman ; BSC open report, No. Prod./MISC/107/75/c, 1975
6. 西田, 加藤, 大橋ほか ; 鉄と鋼, No.11, vol 59 (1973), S 634
7. T. Gladman and D. Dufrenoy ; Metal Science No.6, vol.8 (1974)
8. O.O. Miller ; Trans A.S.M., 43 (1951), 260~285
9. T. Tanaka, N. Tabata, T. Hatomura and C. Shiga. ; "Micro alloying 75", 1975, 88~99

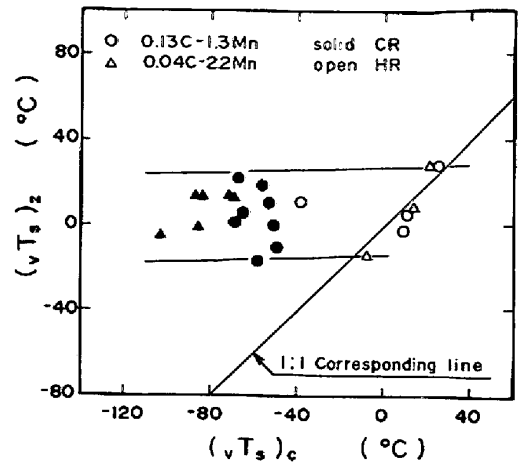


図6. 圧延直角方向と板厚方向靱性の関係
0.04%Nb鋼, H.R.: 1000°C, CR: 800°C仕上, 20~25mm厚

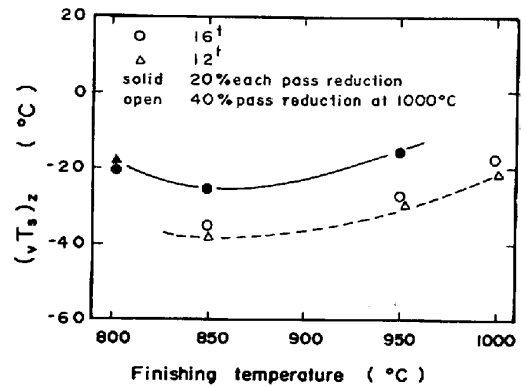


図7. 板厚方向の靱性におよぼす中温域
パススケジュールと仕上げ温度の影響, 0.04%Nb鋼