

討36

微量元素添加鋼の熱間延性

日本鋼管(株)技術研究所 大内千秋 三瓶哲也
 福山研究所 松本和明

1. 緒言

低合金高張力鋼での微量元素添加は、強度、靱性の改善など材質上の著しい向上を持たらす反面、連铸鑄片での表面きずや表層下ワレ感受性を増大させ、Nbなどの最大添加量はその製造性への影響により制約されているのが現状である。古くから、熱間延性に及ぼす析出AlNの影響について多くの研究がなされてきているが、同様に強い炭、窒化物形成元素であるNb, V, Tiなどの熱間延性に及ぼす影響に関する系統的な研究は数少ない。著者らは、Nb鋼の熱間延性を詳細に検討、延性低下がオーステナイト(γ)の低温域から $\gamma + \alpha$ の二相域にわたって生じること、Nb添加量の増大に伴う延性低下は特に γ 低温域で著しいことを報告してきた⁽¹⁾。本報告では高温引張試験により、Nb, V, Ti, Alの各々の添加量に伴う熱間延性の変化を定量的に比較、検討する。各微量元素の複合添加効果やN量の影響、熱履歴に伴う変化、などについても併せて検討する。得られた延性変化の結果を、 γ 粒界破壊の破面上の微細析出物の定量的把握に基づいて解析、特に γ 低温域の熱間延性支配因子、機構について考察する。

2. 実験方法

供試鋼の化学成分は0.13% C-0.30% Si-1.30% Mn-0.025% Sol. Al-0.0060% Nを基本成分として、Nb, V, Ti, Alを最大0.10%前後まで単独、ないしは複合添加したもので、図1に各化学成分範囲を示す。一定のAl, Nb, V量の鋼でN量の影響を、また0.03% Nb鋼ではC, Si, Mn, P, Moの添加量の影響も検討した。いずれの鋼も50kg高周波溶解炉(大気及び真空)で溶製した。8mm直径の高温引張試験片は圧延材から切り出したが、本研究での微量元素添加の熱間延性挙動は、as cast材から作製した試験片による延性挙動とまったく相違がないことを確認している。高温引張試験は真空下での高周波加熱で、歪速度が 10^{-4} から $10 s^{-1}$ まで連続的に可変可能な試験機を用いた。本研究での歪速度は $4 \times 10^{-3} S^{-1}$ である。高温引張試験の際の基本的熱サイクルを図1に示す。同図Aは1300°Cに加熱後、降温、各温度で5分間保持後引張試験を行なうものである。Bは γ の低温域、ないしは $\gamma + \alpha$ 域に一度降温後、再び昇温する熱サイクルであり、本報告では主として、 γ 低温域である800°Cに降温、その後850°Cに昇温した場合の結果について述べる。熱間延性は絞り値により評価した。また熱間延性の低下は γ 粒界破壊に基づくが、粒界破壊率と延性値の関係の調査、あるいは粒界破壊破面の一段抽出レプリカSEM観察による γ 粒界上の微細析出物の析出量、サイズなどの定量化を行い、延性変化との関連を解析した。

3. 実験結果

3.1 Nb鋼の熱間延性と連铸スラブの表面欠陥

宮原らは含Nb系高張力鋼での連铸スラブの表面きず、表層下ワレについて詳細な報告を行っているが⁽²⁾、写真1には表層下ワレの例を示す。表層下ワレは、鑄片上下面の表面直下から80mm以内の範囲に発生し、ワレは γ 粒界に沿っ

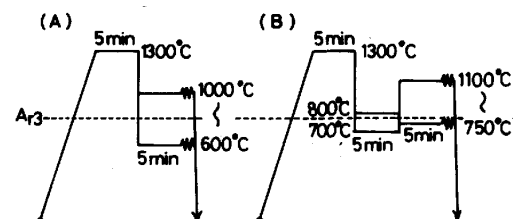


Fig.1 The thermal cycles used for investigation of hot ductility.

Table 1. Range of chemical composition of steels(wt%)

C	Si	Mn	P	Mo	Nb	V	Ti	sol. Al	T.N
0.05	0.05	0.67	0.004					0.008	0.0020
~0.20	~0.40	~1.99	~0.26	~0.40	~0.074	~0.100	~0.097	~0.083	~0.0132

ている。ワレの発生頻度が鑄片の上下面で差がないことから、ワレの発生要因は矯正歪ではなく、ロール内でのバルジング歪や熱応力が考えられている。Nb鋼の連鑄化は、このような鑄片のワレ発生感受性の増大のため、その最大添加量が制限されているのが現状である。

図2は熱サイクルAの場合のNb量に伴う熱間延性の変化を示す。Nb量の増大は、特に r 低温域(800~950℃)での延性低下を生じているが、低延性の場合には r 粒界破壊となっている。また連鑄スラブでのワレの発生する温度領域は、この熱間延性の低下を示す温度領域とも一致している。Nb鋼の熱間延性に及ぼすC, Si, Mn, Moなどの影響は極めて軽微であり、またMinz⁽³⁾らにより報告されているPの影響も実際にはないことが確認されている⁽¹⁾。Nb量の増大に伴う熱間延性の低下は、低歪速度変形で顕著であり、歪速度の増大に伴い延性は連続的に向上する。すなわち、熱間圧延に相当する高歪速度変形では、全ての温度領域でNb量に依存せず高延性を示す。事実、最近の制御圧延で実施されている $r + \alpha$ の二相域圧延を含めて、Nb鋼での圧延による表面きず増大傾向は認められていない。熱サイクルBでのNb添加鋼の熱間延性の温度依存性は、低延性を示す温度領域がより高温側(1000℃以上)まで拡大した形を示す。すなわち、 r 中温域での延性がより低下するようになる。

3.2 Nb, Ti, V, Al, N量に伴う熱間延性の変化

Nb, Ti, V, Alを各々単独添加した時の添加量に伴う延性の変化を図3に示す。熱サイクルAで試験温度が850℃の場合である。Ti, V, AlはNbに比較して、延性への悪影響が小さいが、この中ではAlが最も延性を低下させ、Vの影響が最も小さい。Tiは0.02%前後の添加量まで延性低下を生じないが、より添加量が増大すると、TiCの r 粒界析出により延性が低下する。

一方、図4はSi-Mn鋼, Nb鋼, V鋼での延性に及ぼすN量の影響を示す。N量の低減はいずれの鋼においても、顕著な延性向上を生じており、特にNb鋼での延性改善に低N化が有効であることがわかる。Si-Mn鋼での低N化による延性向上は析出AlN量の減少に、またV鋼での高N化による延性低下はVNの析出によるものと考えられる。すなわち、図3と図4でのV鋼の延性変化の相違は、VCとVNの r 中での固溶-再析出挙動の違いを反映している。図4中には0.040%Nb-0.0040%N鋼にVを複合添加した時の延性変化を併せて示した。V量に伴う延性変化は僅少であり、ほぼVを単独添加した時の延性変化と同等である。すなわち、各種微量元素を二種類以上同時添加した時の延性変化は、基本的

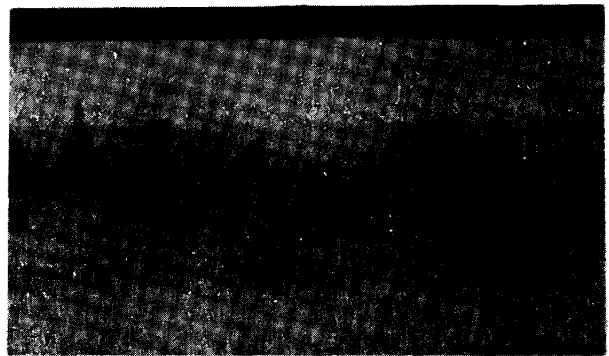


Photo.1 Subsurface cracking in continuous-cast slab. (Nb steel) (2)

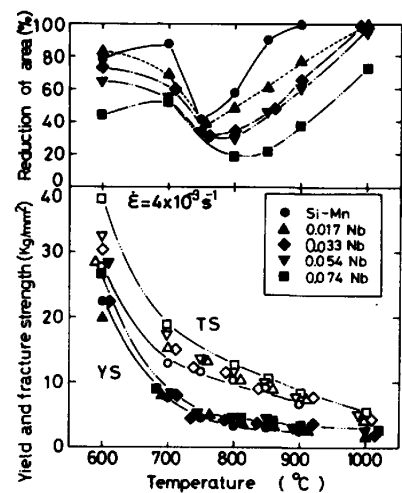


Fig.2 Effect of Nb content on hot ductility. (Thermal cycle A)

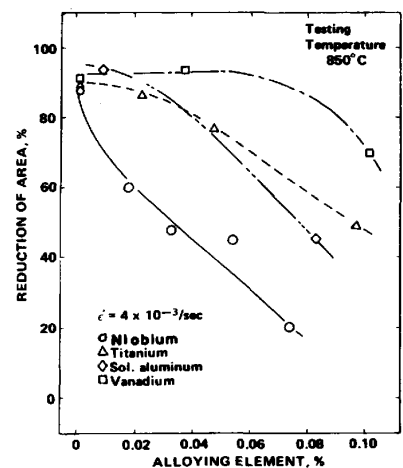


Fig.3 Effect of Nb, Ti, Al and V contents on hot ductility. (Thermal cycle A)

には各添加元素を単独添加した場合の延性変化が加算的に生じることを示している。

熱サイクルBの場合の各微量元素及びN量の影響は、ほぼ熱サイクルAの結果と同様であった。Ti鋼の場合、0.04%まで延性変化は生じることなく、0.05%以上で延性低下を生じた。熱サイクルA及びBでの各微量元素の添加量に伴う延性低下量(ΔRA)を定量的に求めた結果、以下の(1)式(熱サイクルA)及び(2)式(同B)が得られた。いずれも引張試験温度が850℃の場合である。

$$\Delta RA(\%) = 200(4.2Nb + 3Al + 2Ti + V + 15N) \quad (1)$$

$$\Delta RA(\%) = 200(4Nb + 3Al + 2.5Ti + 0.5V + 30N) \quad (2)$$

各元素はwt%を示す。両式ともNbが最も熱間延性を低下させ、かつN量の影響が大きいことを示している。鋼中N量を20ppm低下すると、絞り値は10%前後改善する。TiやVはAlよりも延性低下度が小さいが、これは引張試験温度が850℃以下の場合に限定され、900℃以上の試験温度ではAlはほとんど熱間延性に影響を及ぼさない。

3.3 Nb鋼の熱間延性の改善

r低温域でのNb鋼の低い延性は、N量の低減、あるいは微量Tiの添加により改善されるが、図5にその例を示す。N量を0.0020%まで低減したり、微量Ti添加により窒素をTiNとして固定することは、r低温域で析出するAlNの量を低減することが考えられる。同時に、いずれの場合ともNb鋼での析出物がcarbonitride(NbC_{0.60}N_{0.26})からcarbide(NbC_{0.86})に変化する⁽⁴⁾。Nbの炭化物はr中での溶解度が大きく、carbonitrideよりもr低温域での析出は抑制される傾向にあるため、熱間延性の改善が生じる可能性もある。

一方、Nbの炭、窒化物の析出を熱履歴的に制御することにより、延性の向上をはかることも可能である。図6はNb鋼を1300℃に加熱後、rの低温域からr+αの二相領域に降温、各温度で5分間保持後、1000℃に昇温して引張試験を行った時の延性値の変化を示す。Si-Mn鋼はいずれの熱履歴の場合とも高延性値を示しているのに対して、Nb鋼は保持温度の低下に伴って延性値が低下している。しかし降温保持温度が900℃以上の場合には高延性が得られている。このことは、ホットチャージの際の連铸片の表層部の温度降下をこの温度以上に維持することにより、Nb鋼の表面欠陥生成を抑制しうることを示唆している。

4. 考察

BernardらはNb鋼での熱間延性低下の原因として、Nbによるオーステナイトの動的再結晶の遅滞に基づく機構を提唱した⁽⁵⁾。一方、筆者らはNb鋼の延性低下が、Nbの炭、窒化物がr粒界に静的析出することと、

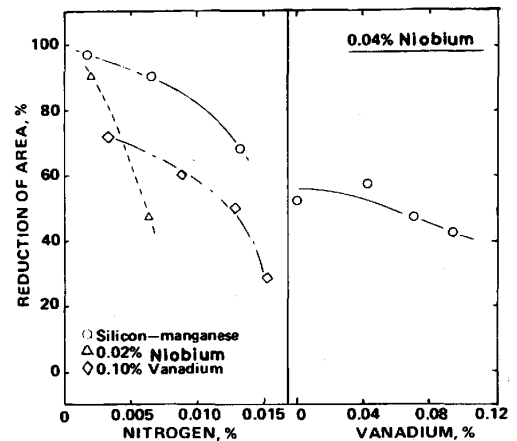


Fig.4 Effects of N and V contents on hot ductility. (850°C)

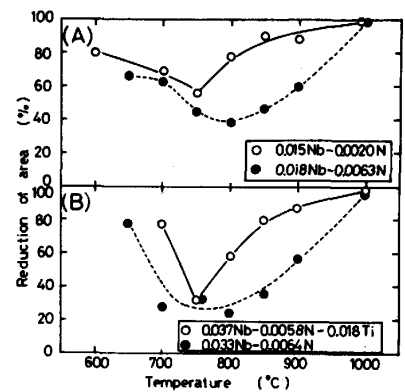


Fig.5 Effects of N content and 0.02% Ti addition on hot ductility of Nb steel.

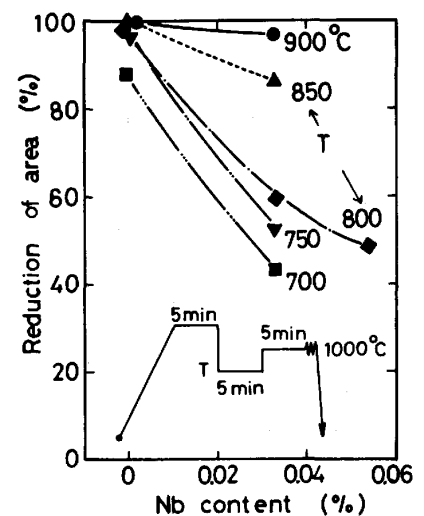


Fig.6 Effect of heat cycle on hot ductility of Nb steel.

低歪速度変形での粒界すべり，の両方の重じょう的作用で r 粒界破壊が生じることに起因することを報告した⁽¹⁾。本研究で得られた各微量元素の熱間延性に及ぼす影響は，各元素の炭化物，窒化物のオーステナイトでの固溶-再析出挙動に基づいている。 r の低温域で r 粒界に再析出する各化合物の量が，各々の r 域での溶解度積から求まる未固溶量と比例関係にあると仮定して，延性値と析出量の関係を整理した結果を図7に示す。各鋼とも850℃の場合であり，同温度

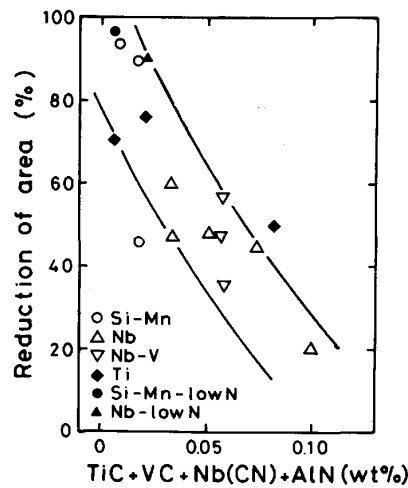


Fig.7 Relation of the amount of Precipitates and hot ductility.(850°C)

で析出する各化合物を単純加算して示したが，両者の間に大よその対応関係が見られる。すなわち， r 低温域の延性低下は，難溶性化合物形成元素程大きくなることを示している。種々の条件で得られたNb鋼の延性値は，図8に示すように直接 r 粒界破壊率と対応する。粒界破面の一段カーボンレプリカにより， r 粒界に析出しているNbの析出物の定量化を行い，延性値との対応を示したのが図9である。析出物サイズは150~400Åであった。図9から熱間延性が粒界破壊の破面上の析出物の面積率と良い対応関係を示すことが判る。すなわち，熱間延性を支配している因子は， r 高温域で固溶し，低温域で r 粒界に再析出する化合物の析出量と考えられる。

5. まとめ

各種微量元素の熱間延性に及ぼす影響を定量的に把握すると同時に，炭，窒化物形成元素の延性支配因子やその延性改善について金相学的な面から検討した。今後 $r + \alpha$ の二相域での延性に及ぼす各種因子と延性改善に関する検討が重要になると考えられる。

6. 参考文献

1. C.Ouchi and K.Matsumoto : Trars. ISIJ, 22(1982), 181
2. 宮原忍, 武田州平, 内田繁孝 : 学振, 製鋼第19委員会第3分科会, 凝固現象協議会提出資料, 昭和54年5月
3. B.Minz and J.M.Arrowsmith : Metals Technology, 6(1979), 24
4. 山本定弘, 高橋隆昌, 大内千秋 : 鉄と鋼, 69(1983), S608
5. G.Bernard, J.P.Birat, B.Conseil and J.C.Humbert : Rev.Mét, 75(1978), 467

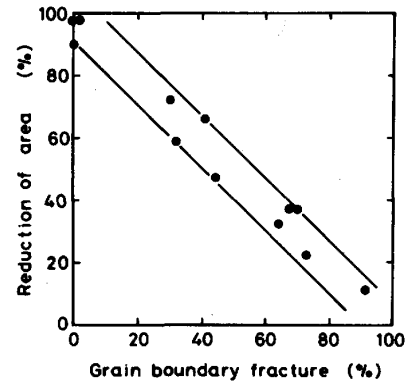


Fig.8 Relation of grain boundary fracture and hot ductility.(Nb steel)

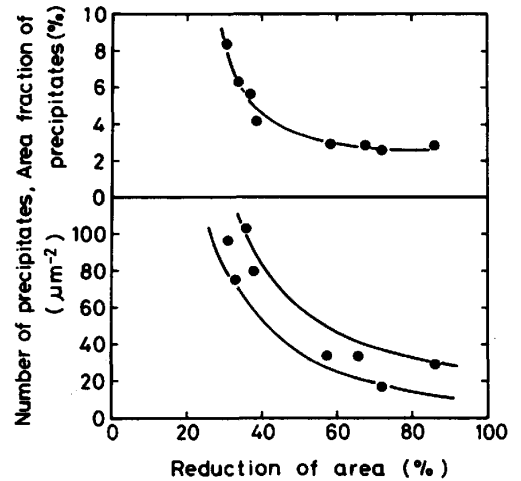


Fig.9 Relation of the number or area fraction of precipitates and hot ductility.(Nb steel)