

論 文

極低炭素低合金鋼の粒界脆化現象におよぼす
熱履歴、化学成分の影響

© 1984 ISIJ

新倉 正和*・山本 定弘*・大内 千秋*・小指 軍夫*²Effects of Heat Treatment and Chemical Composition on Intergranular
Embrittlement Phenomena in Ultra-low-carbon Low-alloy Steels

Masakazu NIHKURA, Sadahiro YAMAMOTO, Chiaki OUCHI and Isao KOZASU

Synopsis:

Effects of metallurgical factors on grain boundary embrittlement phenomena in ultra-low-C low-alloy steels (basic composition; 0.025C-2Mn-0.05Nb-Ti-B) were systematically investigated. Intergranular fracture in the low temperature Charpy test apparently occurred in ultra-low-C Nb-contained steels reheated in the temperature range of 600-700°C, which have the microstructure of martensite and/or bainite with a coarse prior austenite grain size $\sim 150 \mu\text{m}$.

Either decrease of C content or increase of Nb content enhanced the intergranular embrittlement, and intergranular fracture occurred in the C range lower than a critical carbon content which increased with niobium content. Carbon segregation on the prior austenite grain boundaries was revealed by Auger electron spectroscopy for the steels and segregated carbon content was found to decrease remarkably in the lower-carbon steels and the higher-niobium steels. There was a consistent correlation between the fractional increase of intergranular fracture appearance and the decrease of segregated C content.

The same mechanism for intergranular fracture as in pure iron was considered to operate in the steels. The general conditions for the intergranular embrittlement and effects of P content, B content and the prior austenite grain size were also discussed.

1. 緒 言

鉄鋼材料の含有C量は、近年、溶接性や加工性の観点から低減する傾向にあり、特にラインパイプ用鋼や低温用鋼の分野では、0.05%以下の極低C域に至る鋼種が実用化されている^{1)~3)}。しかし、C量の極端な低減は、フェライト粒径の粗大化を招く³⁾ほか、フェライト粒界や旧オーステナイト(γ)粒界において著しい粒界脆化を招く^{3)~5)}ことも報告されている。これらの事実は、C量低減に実用上制約のあることを意味しており、極低C鋼の成分設計上重要な問題である。

著者らは、溶接性・耐サワー特性の優れたラインパイプ用極低C含Nb鋼¹⁾の溶接熱影響部において局部的に著しい粒界脆化が生じ、衝撃特性・耐サワー特性劣化の原因になることを見出した。この粒界脆化は母材には生じず、潜弧溶接の内外面溶接の熱影響をとともに受ける部分、すなわち実質的に高温 γ 域から急冷された後600°C近傍に再加熱を受ける部分において生じる。組織的には、旧 γ 粒界が明瞭に保存される粗大な焼もどしマルテンサイトまたはベイナイトを示す部分で生じ、極低C化

に伴って顕著になる。類似の現象として、山中ら⁴⁾は焼もどし脆性の研究において0.035% C-0.30% Nb鋼では焼入れ焼もどしの靱化条件で粒界破壊が生じることを示している。また古君ら⁵⁾は、0.02% Nbを含有するアルミキルド鋼でC量を0.001%程度とすると、焼入れ焼もどし条件で著しい粒界脆化を生じることを報告している。いずれも焼入れ焼もどしによりNbCが析出する極低C鋼の衝撃試験において発生する一般的な現象と考えられるが、粒界脆化の機構については詳細な検討がなされていない。

一方、純鉄中の不純物C量を0.001~0.002%以下にすると、低温引張試験において粒界破壊を生じることが古くから知られている⁶⁾⁷⁾。この原因として、不純物Oとの相互作用による効果の他に、粒界偏析するCが粒界結合を強めるintrinsicな効果が極低C化によつて弱まる機構も提案されている。極低C低合金鋼で粒界破壊が顕著になるC量は、純鉄の場合に比べかなり高いが、Nbのscavenge効果による実質的固溶C量低下の可能性も考えられる。

本研究では、前述のラインパイプ用極低C含Nb鋼

昭和58年10月本会講演大会にて発表 昭和59年3月7日受付 (Received Mar. 7, 1984)

* 日本鋼管(株)中央研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

*² 日本鋼管(株)中央研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	B	Sol.Al	T.N	Others
A1	0.017	0.25	1.91	0.021	0.001	0.048	0.016	0.0012	0.022	0.0039	—
A2	0.008	0.10	1.83	0.006	0.001	0.048	0.016	0.0017	0.021	0.0081	0.15 Mo
A3	0.070	0.28	1.55	0.017	0.001	0.030	0.014	—	0.033	0.0053	0.3Cu, 0.1Ni, 0.1V
B1-B6	0.008-0.069	0.2	2.0	0.015	0.001	0.05	0.015	0.0015	0.03	0.003	—
B7-B12	0.025	0.2	2.0	0.015	0.001	0-0.21	0.015	0.0015	0.03	0.003	—
B13-B15	0.025	0.2	2.0	0.002-0.028	0.001	0.05	0.015	0.0015	0.03	0.003	—
B16-B18	0.025	0.2	2.0	0.015	0.001	0.05	0.015	0-0.0029	0.03	0.003	—

の粒界脆化現象に与える冶金的要因の影響を系統的に解析し、その機構および純鉄で起こる問題との関連性を考察した。

2. 実験方法

供試鋼を Table 1 に示すが、A シリーズは転炉出鋼の CC スラブであり、B シリーズは 150 kg 真空高周波炉溶製材である。A 1, A 2 鋼は粒界脆化現象を示す典型的な極低 C 系 $\times 70$ 級ラインパイプ用鋼であり、A 1 は 0.017C-1.9Mn-0.05Nb-Ti-B 鋼、A 2 は 0.008C-1.8Mn-0.15Mo-0.05Nb-Ti-B 鋼である。これらは変態強化鋼の一種であり、母材組織は展伸したベイナイト組織を呈す⁸⁾。A 3 鋼は高 C 系の比較鋼である。A シリーズは主として熱履歴の影響を調査する場合に用いた。B シリーズは化学成分の影響を調査する目的で用い、0.025C-2Mn-0.05Nb-Ti-B を基本成分として、B 1 ~ B 6 鋼は C 量変化、B 7 ~ B 12 鋼は Nb 量変化、B 13 ~ B 15 鋼は P 量変化、B 16 ~ B 18 鋼は B 量変化を調査したものである。この他 Table 1 に示す以外に広範囲の C 量-Nb 量バランスを持つ 15 鋼種についても粒界脆化挙動を調査した。

A シリーズは CC スラブを、また B シリーズは 150 kg 鋼塊を素材として実験室の熱間圧延により 12 mm 厚さの鋼板を得た。粒界脆化を生ずる溶接熱影響を単純化した熱履歴を与えた。すなわち、標準条件として 1250 °C で 30 min 間加熱水冷 (冷却速度 20 °C/s) した後、ソルトバスにて 450 ~ 750 °C の各温度に 3 min 間再加熱 (以後、再熱処理と略記する) した。Photo. 1 に代表的なマイクロ組織 (A 1 鋼) を示すが、150 μ m 前後の粗大な旧 γ 粒径を持つ焼もどしマルテンサイトとベイナイトの混合組織を呈している。マイクロ組織は、B シリーズに示す化学成分の変動に対して大きな変化を示さなかつた。

粒界脆化挙動は、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度と脆性破面の粒界破面率によつて評価した。粒界破面率の測定は、シャルピー破面上ノッチ下 1 mm 位置の走査電顕写真上にて粒界破壊部分面積率を測定することにより行つた。また粒界脆化の機構を検討するために、NbC

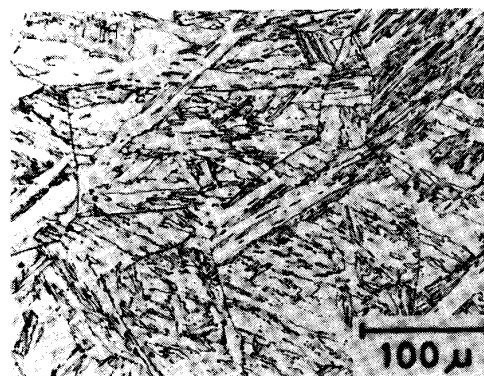


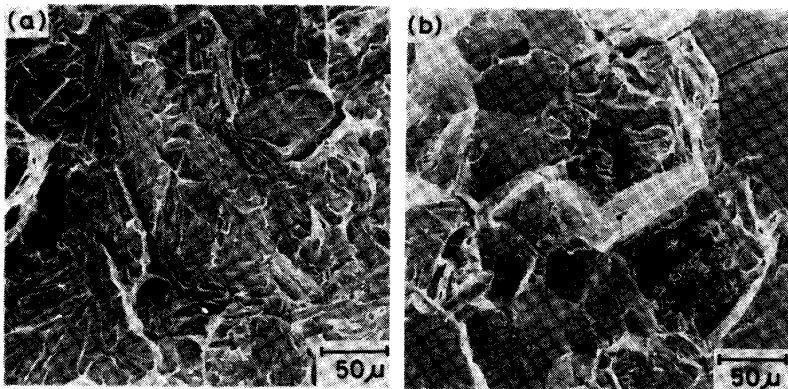
Photo. 1. Optical micrograph of 0.017C-1.9Mn-0.05Nb-Ti-B steel (A1).

析出物の定量分析と粒界偏析の Auger 分析を実施した。NbC の定量は、テトラ・メチル・アンモニウム・クロライドを加えた CH_3OH 溶液中で電解抽出し、0.05 μ m メッシュのフィルターでろ過した残渣を分析する手法を用いた。Auger 分析は、マイクロビーム型の Auger 電子分光装置を用い、試料を -150°C に冷却した後高真空下で破壊し、そのまま分析を行つた。破壊時および分析時の真空度は $5 \times 10^{-10} \sim 2 \times 10^{-9}$ torr であり、必ずしも超高真空とはいえないが、破壊後 5 min 以内に測定を完了させたので、残留ガス (C, O) による汚染は最小限にとどめられている。(汚染による C, O のピーク高さは $\text{C}_{270}/\text{Fe}_{651} < 0.005$, $\text{O}_{508}/\text{Fe}_{651} < 0.2$) 分析値の決定は、同一条件の 5 個のサンプルの測定値を平均することにより行つた。電子線加速電圧は 5 kV, 電子線径は約 1 μ m である。

3. 実験結果

3.1 熱履歴の影響

Fig. 1 に、1250 °C 加熱焼入れ後の再熱温度に伴う破面遷移温度 vT_s , 粒界破面率 IGF, 硬度 HV の変化を示す。供試鋼は A 1, A 2, A 3 鋼である。600 ~ 700 °C の温度領域では、C 量の低下に伴い急激な vT_s の劣化が観察され、これはへき開から粒界破壊への破面形態の変化を伴っている。650 °C 近傍で最も粒界脆化が顕著となり、NbC の再析出による析出硬化領域に対応しているが、脆化傾向は 0.008 C 鋼において最も顕著であり、二



(a) As quenched. (b) As quenched and 650°C reheated.

Photo. 2. Micro-fractograph of Charpy test specimen of 0.017C-1.9Mn-0.05Nb-Ti-B steel (A1).

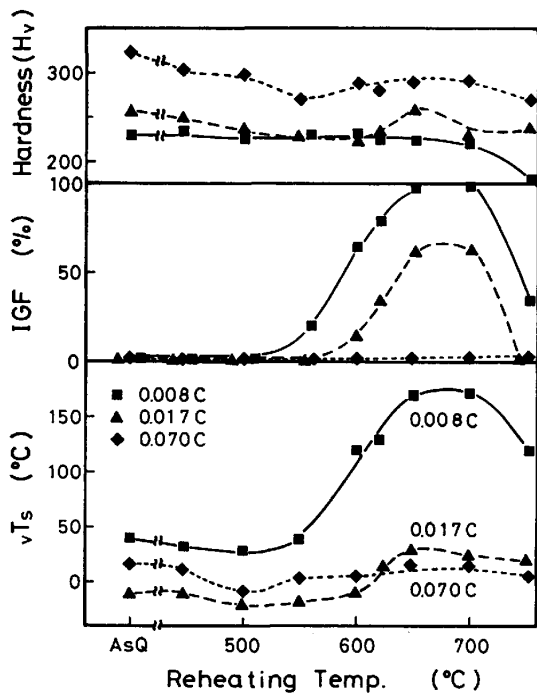


Fig. 1. Effect of reheating temperature on the grain boundary embrittlement behavior and hardness change in 0.008C-1.9Mn-0.05Nb-Ti-B, 0.017C-1.9Mn-0.05Nb-Ti-B and 0.070C-1.5Mn-0.03Nb-Cu-Ni-V-Ti steels.

次硬化の大きさと直接的相関は認められない。粒界破壊は、いずれの鋼とも焼入れままでは生じず、また 0.07 C 鋼では調査した再熱温度範囲で観察されなかつた。Photo. 2 に、0.017 C 鋼における脆性破面形態の再熱温度による変化を示す。

Fig. 2 に最も粒界脆化の著しい 650°C 再熱条件において、焼入加熱温度の影響を示す。供試鋼は 0.008C-0.05Nb 鋼である。焼入加熱温度の低下とともに vTs と IGF が低下し、900°C 焼入材では IGF が 0% となる。この場合、加熱温度による変態組織の変化はなく、また硬度変化から 900°C 焼入条件を除いて NbC の固溶再析出挙動に変化がないと推定される。(NbC の

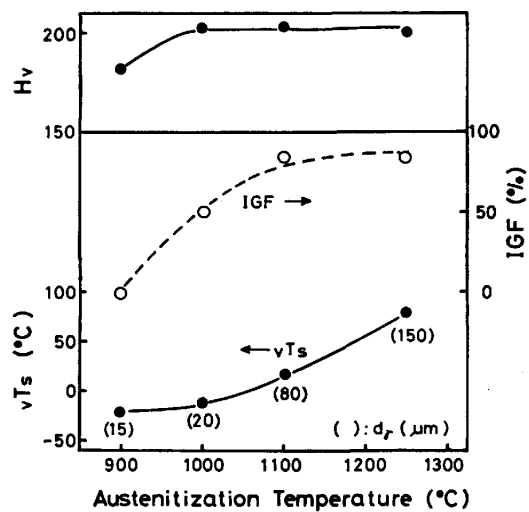


Fig. 2. Effect of austenitized temperature on the grain boundary embrittlement behavior and hardness change in 0.008C-2Mn-0.05Nb-Ti-B steel reheated at 650°C.

溶解度積⁹⁾からは、本供試鋼の場合 920°C 以上の加熱で完全固溶する。) 一方、旧 γ 粒径は加熱温度の低下とともに連続的に細粒化しており、粒界脆化の軽減はこれに起因していると考えられる。

3.2 化学成分の影響

本項では、1250°C 焼入れ 650°C 再熱条件のもとで、vTs, IGF, HV におよぼす化学成分の影響を検討する。Fig. 3 に 0.05 Nb 鋼における C 量の影響を示す。C 量が 0.03% 以下で vTs の急激な上昇と IGF の増大が認められ、0.008 C 鋼ではほとんど全面粒界破壊を示す。Fig. 4 に 0.025 C 鋼における Nb 量の影響を示す。Nb 量の増大とともに vTs が連続的に上昇する。Nb 量が 0.05% 以上では IGF の増加が認められ、0.21% Nb ではほぼ 100% に達する。HV は 0.1% まで Nb 量とともに顕著に上昇するが、0.1% 以上では飽和する。(これは、0.1% 以上では 1250°C 加熱でも NbC が未固溶となるからである。) 従つて、Nb 量 0.1

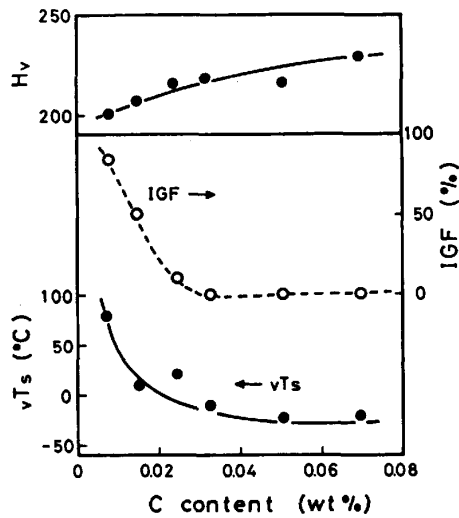


Fig. 3. Effect of C content on the grain boundary embrittlement behavior and hardness change in C-2Mn-0.05Nb-Ti-B steels reheated at 650°C.

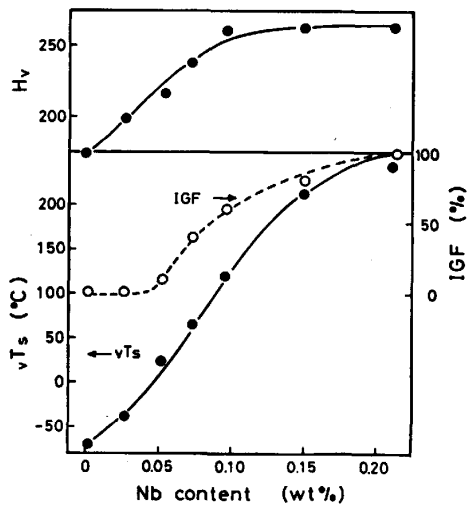


Fig. 4. Effect of Nb content on the grain boundary embrittlement behavior and hardness change in 0.025C-2Mn-Nb-Ti-B steels reheated at 650°C.

%以上の領域におけるIGFの増加は、硬度上昇を伴っていないといえる。この点とFig. 3において粒界破壊が顕著になる極低C化の際にはHVの低下を伴っていることをあわせて考慮すると、粒界脆化と硬度変化との間に一定の相関は認められない。

C量とNb量をさらに広範囲に変化させたときの粒界脆化挙動を、Fig. 5に示す。粒界脆化はC量-Nb量バランスに強く依存し、低C高Nb側で生じる。

各Nb量について特定C量以下で粒界破壊を示すが、その限界C量は高Nb化とともに上昇し粒界脆化領域が拡大する。Nb量が0%の場合、調査C量範囲(0.006~0.03%)で粒界破壊は見出されなかつたが、C量-Nb量バランスによる効果の他に、C量が0.02%以下の

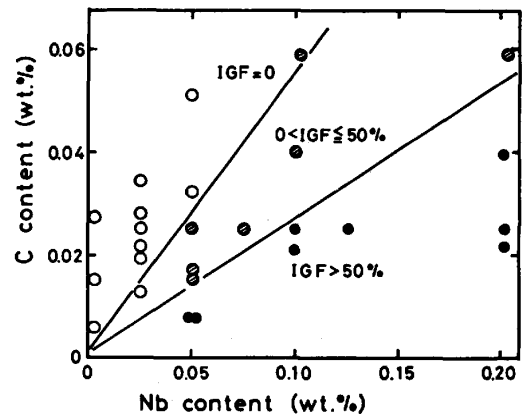


Fig. 5. Effect of C-Nb content balance on the grain boundary embrittlement behavior in C-2Mn-Nb-Ti-B steels reheated at 650°C.

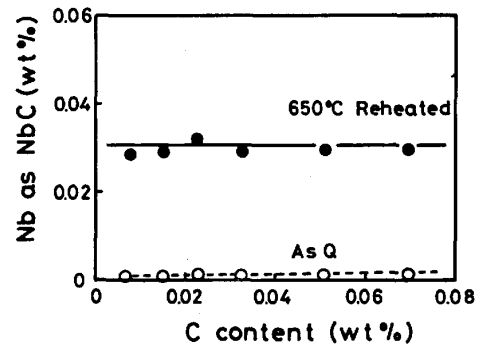


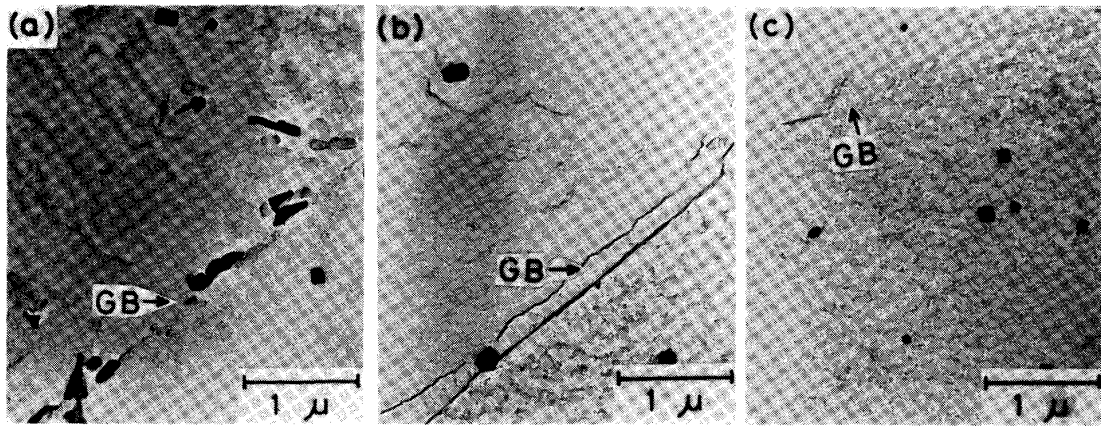
Fig. 6. Effect of C content on NbC content in C-2Mn-0.05Nb-Ti-B steels.

Nb free鋼では変態組織が旧 γ 粒界の消失したマッシュフェライト組織に変化する効果も関与していると考えられる。

本研究ではこの他、0.025C-0.05Nb鋼においてP量・B量の影響を調査したが、いずれも粒界脆化を促進する傾向が認められた。Pの場合、0.002→0.028%に対してvTs: -10→+40°C, IGF: 0→60%と変化し、Bの場合、0→0.0029%に対してvTs: 0→+25°C, IGF: 0→10%と変化した。

3.3 NbC析出挙動および粒界偏析挙動

本研究の粒界脆化はNbC析出温度領域の再熱で生じ、また高Nb化により促進されるので、NbC析出が重要な役割を果たしていると考えられる。そこでNbC析出挙動の極低C化または高Nb化による変化を調査した。Fig. 6に、0.05Nb鋼のNbC析出量におよぼすC量の影響を示す。NbCの析出は、1250°C焼入れままでは認められないが、650°C再熱条件では認められる。しかし、析出量の極低C化による変化は認められない。これは、調査したC量の範囲内でCはNbに対してNbC_{0.86}¹⁰⁾の化学量論比以上に存在し、析出量はNb



(a) 0.027Nb. (b) 0.052Nb. (c) 0.150Nb.

Photo. 3. Carbon extracted replicas of 0.025C-2Mn-Nb-Ti-B steels reheated at 650°C.

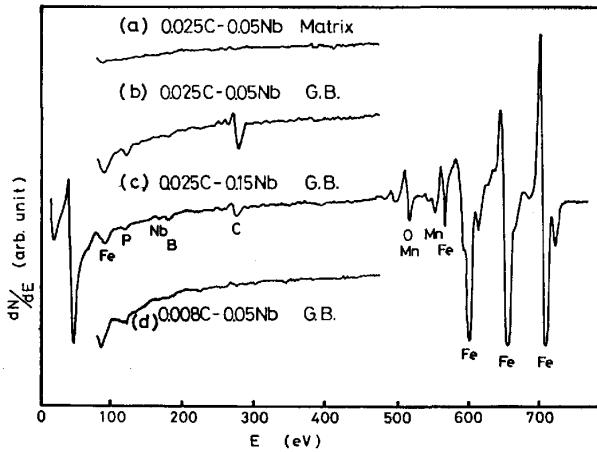


Fig. 7. Auger electron spectroscopy for fractured surfaces in 0.025C-2Mn-0.5Nb-Ti-B (a) (b), 0.025C-2Mn-0.15Nb-Ti-B (c) and 0.008C-2Mn-0.05Nb-Ti-B (d) steels.

量によつて規制されるからである。(なお、NbC のフェライトにおける溶解度は極めて小さく¹¹⁾、650°C 再熱後では全 Nb 量が析出していると考えられるが、Fig. 6 の結果は、NbC の抽出収率が約 60% であることを意味している。これは、NbC が焼もどし時に二次的に析出するため、非常に微細であるからと考えられる。)

一方、NbC 析出量は高 Nb 化とともに連続的に増加し、0.21 Nb 鋼では Nb as NbC が 0.14% に達した。Photo. 3 に Nb 量の異なる 0.025 C 鋼の 650°C 再熱材における抽出レプリカ電顕観察を示す。いずれの場合とも粗大な TiN 析出物が観察され、0.027 Nb 鋼では粒界および粒内に Fe₃C の析出も認められるが、高 Nb 鋼では粒界・粒内を問わず Fe₃C は認められない。一方、NbC の析出はいずれの鋼においても同定することはできず、100 Å 以下のサイズに微細析出していると推定される。粒界破壊を生じる原因の 1 つとして粒界上の粗大析出物による場合が報告されている¹²⁾が、粒界破壊

が顕著になる高 Nb 鋼においても、粒界上に粗大な NbC は観察されない。

0.008C-0.05Nb 鋼における電顕観察でも Photo. 3 の高 Nb 鋼と同様の結果が得られ、Fig. 6 の結果とあわせて考えると、NbC 析出は極低 C 化によつて量的にも形態的にも変化しないと考えられる。

次に、粒界破面の Auger 分析結果について述べる。Fig. 7 に、650°C 再熱条件における脆性破面の Auger スペクトルを示す。0.025C-0.05Nb 鋼(a) (b) では Auger 測定用試験片にて約 10% の IGF を示し、へき開破壊部分(粒内部分)と粒界破壊部分(粒界部分)の両方について測定可能であった。粒内部分(a)と粒界部分(b)の比較により、粒界には P, B, C の濃化現象が認められる。P, B, C の濃化は、0.025C-0.15Nb 鋼(c)および 0.008C-0.05Nb 鋼(d)においても認められるが、興味深い事実として C のピーク高さは高 Nb 鋼(c)や極低 C 鋼(d)において著しく小さくなるのが観察される。Fig. 8 に Auger 測定用試験片で粒界破壊を示した材料の粒界部分における P, B, Nb, C のピーク高さに与える含有 Nb 量・含有 C 量の影響を示す。P, B は含有 Nb, C 量によつてほとんど変化しない。また焼もどし脆化を受けた材料の粒界偏析 P 量が $P_{120}/Fe_{651}=0.1\sim 0.4$ である¹³⁾ことと比較すると、本研究の粒界 P 量は著しく少ないといえる。Nb のピークは含有 Nb 量によつて増加するが、含有 C 量による変化はほとんどない。一方、C のピークは、含有 Nb 量の増加・含有 C 量の低下とともに顕著に低下する。このようなことから、粒界破壊が顕著になる極低 C 鋼・高 Nb 鋼の粒界に共通的に生じている濃度変化は、粒界 C 量の著しい減少であるといえる。

4. 考 察

本研究の極低 C 低合金鋼における粒界脆化の基本的発

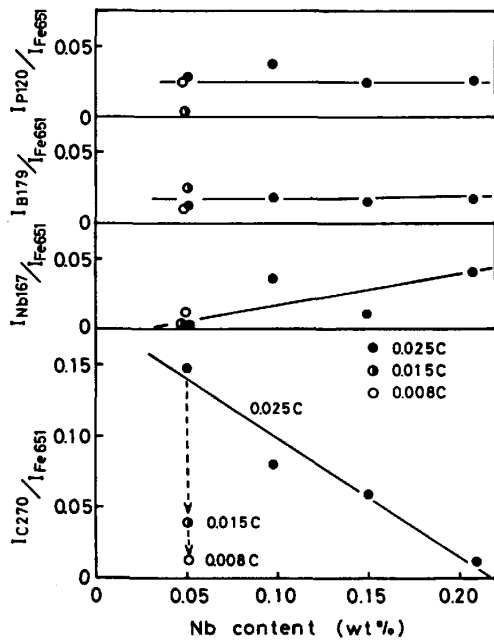


Fig. 8. Effects of Nb and C content on Auger peak heights of P, B, Nb and C on grain boundaries in C-2Mn-Nb-Ti-B steels.

生条件は、(1)含 Nb 鋼において、高 Nb 化とともに増加する限界 C 量以下の極低 C 域で発生する、(2)粗大な旧 γ 粒径を持つマルテンサイトまたはベイナイト組織において発生する、(3) NbC が析出する 600~700°C の再熱処理条件にて発生する。粒界脆化を促進する冶金因子としては、P 量・B 量の増加および旧 γ 粒径の増大がある。また金相的变化として、NbC 析出物は極低 C 化によつて量的・形態的に変化しないが、粒界 C 量は極低 C 化・高 Nb 化により著しく低下する。以下では、これらの実験事実に基づいて粒界脆化の機構について考察する。

4.1 粒界脆化の機構

古君ら³⁾は、焼入れ焼もどしを受けた極低 C アルミキルド鋼の粒界破壊の原因として、NbC 析出物の可能性を指摘している。NbC の析出が粒界破壊をおこす機構としては、(i)粒界上に粗大な析出物として生成する、(ii)粒内析出によりマトリックスを強化し、SR 割れの場合のように高温低歪み速度負荷条件下で、粒内に対する粒界の相対的強度を低下させる、場合が考えられる¹²⁾。しかし、3.3 節でみたように、極低 C 域でも NbC の析出挙動に変化は認められず、粒界上に粗大な析出物は観察されない。また本研究の粒界破壊は低温衝撃試験により生じており、SR 割れでの負荷条件と本質的に異なる。さらに 3.2 節で述べたように、粒界脆化と硬度変化との間に因果関係はない。このようなことから、本研究

での粒界脆化は NbC の析出自体によつて直接的に生じるものではない。

一方、極低 C 化によつて粒界破壊が促進されるという本研究の結果と類似した現象として、高純度鉄の粒界破壊現象⁶⁾⁷⁾があり、純鉄の粒界が本来強い弱いかについて異なつた議論がある¹⁴⁾が、粒界偏析する C が粒界結合を強め粒界破壊を抑制することが一般的に認識されている。C の粒界偏析現象については、McMAHON¹⁵⁾によつて間接的に、ABIKO ら¹⁶⁾によつて直接的 (Auger 分析) に確認されている。3.4 節において本研究の極低 C 鋼では、C が粒界に濃化する現象が認められ、粒界脆化はこの粒界に濃化した C 量の低下を伴っていることが明らかになった。粒界に濃化する C の存在形態としては、(a)粒界に析出する Fe_3C 、(b)粒界に析出する NbC、(c)粒界偏析する C、が考えられる。しかし、Photo. 3 でみたように Fig. 8 に示した材料 (Nb が 0.05% 以上) では Fe_3C の析出が認められないこと、また C のピーク高さは NbC 析出量の多い高 Nb 鋼においてむしろ小さくなることを考えると、(a)、(b)の可能性はないといえる。従つて、粒界に濃化している C は粒界に偏析した C であると推定され、本研究の結果は、粒界偏析 C 量が低下すると粒界脆化が生ずることを意味する。Fig. 9 に、粒界偏析 C 量と IGF の関係を示す。高 Nb 化・極低 C 化に伴う IGF の増大は、粒界偏析 C 量の低下により説明される。(同一粒界偏析 C 量でも高 Nb 鋼の方がやや高い IGF を示しているが、高 Nb 鋼の方が高硬度で粒界破壊感受性が高いためと推定される。)このようなことから、本研究の粒界脆化の機構は純鉄の場合と同様に、極低 C 化により粒界偏析 C 量が低下し、C による粒界強化が消失するためと考えられる。

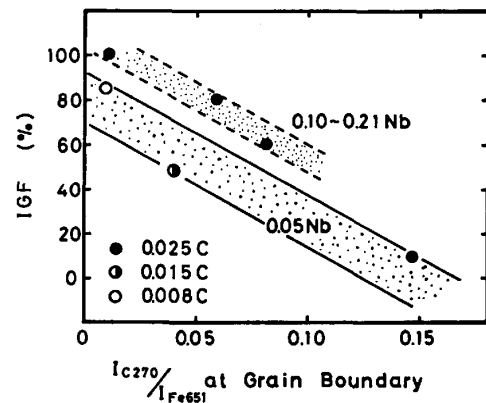


Fig. 9. Correlation between intergranular fracture appearance (IGF) and Auger C peak height in C-2Mn-Nb-Ti-B steels.

Table 2. Effect of austenitized condition on the grain boundary embrittlement phenomena. (0.008C-2Mn-0.05Nb-Ti-B steel)

Austenitization		Reheating	vTs (°C)	IGF (%)	HV	γ GS (μ m)
(a)	1 250°C × 30min → WQ	650°C × 3min	78	85	201	150
(b)	1 250°C × 30min + 900°C × 30h → WQ	650°C × 3min	98	75	181	160
(c)	1 250°C × 30min + 90% Reduction at 1 150-1 050°C → WQ	650°C × 3min	35	20	199	30

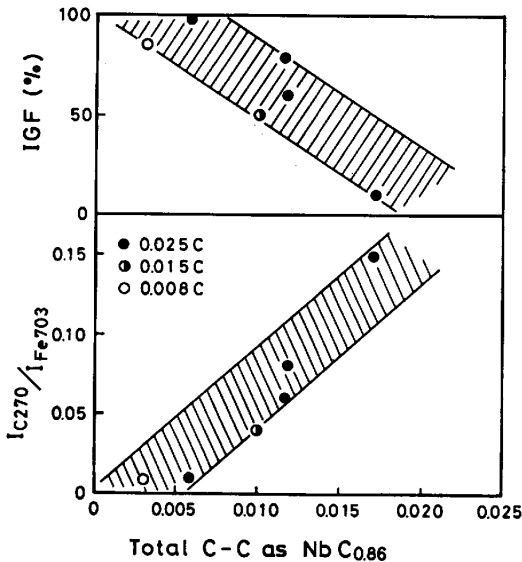


Fig. 10. Correlation between intergranular fracture appearance (IGF), Auger C peak height and effective soluble C content (total C-C as NbC) in C-2Mn-Nb-Ti-B steels.

しかしながら、純鉄の粒界破壊の場合、不純物 C 量が 0.001~0.002% 以下で生じるのに対し、本研究の極低 C 鋼の場合かなり高 C 領域で粒界脆化する。すなわち、0.05 Nb 鋼の場合 0.015% 以下で粒界破壊が支配的になり、また 0.025 C 鋼でも高 Nb 化によつて粒界破壊が顕著になる。この原因として、Nb の scavenge 効果により実質的固溶 C 量が低下している可能性が考えられる。Fig. 10 に、Nb による scavenge 効果を考慮した実質的固溶 C 量と、Auger 測定による粒界偏析 C のピーク高さおよび IGF の関係を示す。ここで C as NbC は、添加 Nb が全量 $NbC_{0.86}$ として析出すると仮定して算出した。粒界偏析 C 量および IGF は、実質的固溶 C 量と一義的な関係を持ち、極低 C 鋼および高 Nb 鋼における変化がこれによつて統一的に説明される。しかし、粒界破壊が支配的になる限界の実質的固溶 C 量は約 0.01% であり、依然として純鉄の場合に比べ高いが、この差異は不純物量水準や硬度水準の差および旧 γ 粒界とフェライト粒界（純鉄の場合はフェライト粒界破壊である。）の差によるものと推察される。

本研究で NbC は再熱処理時に析出するが、scavenge 効果は γ 域で析出する NbC によつても得られる。

Table 2 の条件 (b) に、1 250°C 加熱した後 900°C で 30 h 保持してから焼入れた 0.008 C 鋼の vTs, IGF, HV および γ 粒径を示すが、900°C 保持中の析出に起因する硬度低下が認められるにもかかわらず、標準条件 (a) と比べて粒界脆化がほとんど軽減されていない。すなわち、NbC は硬度に寄与しない γ 域の析出であつても粒界脆化の原因になる。

本研究の結果を含め極低 C 低合金鋼の粒界脆化は、Nb 添加鋼においてのみ生じているが、Nb の役割が scavenge 効果による間接的なものとすれば、非 Nb 添加鋼でも C 量を極限的に低下させれば粒界破壊を示すと考えられる。3.2 節で示したように、本研究の極低 C 鋼で Nb free とすると、旧 γ 粒界が保存されず粒界が irregular なマッシュフェライト組織に変化するので、この点を確認することはできなかった。しかし、Nb free による焼入性低下を Mo 添加によつて補つた C-2Mn-0.3Mo-Ti-B 鋼において、C 量を 0.021% から 0.006% に低下させると IGF が 0% から 10% に変化し、粒界脆化が確認された。この結果は、Nb の役割に関する前述の考え方を支持するものと考えられる。

4.2 粒界脆化を助長する因子

本研究の粒界脆化は、P 量・B 量の増加により助長される。Auger 分析によれば、粒界面に若干の P, B の濃化が認められるが、極低 C 化や高 Nb 化によつてほとんど変化せず、極低 C 鋼の粒界破壊の直接的原因ではない。しかし、粒界偏析する P が粒界強度を下げることは良く知られており、含有 P 量の増加は粒界偏析 P 量の増加を通じて、極低 C 化による粒界脆化とは独立にかつ相対的に、粒界脆化を促進するものと推察される。ABIKO ら¹⁶⁾は粒界偏析する C と P が相互作用を持つことを報告しているが、Fig. 8 に示されるように本研究において相互作用は認められなかった。これは含有 P 量が低いと考えられる。粒界偏析する B は粒界強度を高めることがしばしば報告されているが、本研究の 1 250°C 焼入れ 650°C 再熱条件では、粒界における B は $M_{23}(CB)_6$ として析出していると考えられ¹⁷⁾、MAITREPIERRE ら¹⁸⁾が指摘するように、これが粒界強度を低め付加的に粒界脆化を促進するものと考えられる。

3.1 節で示したように、極低 C 鋼の粒界脆化が焼入れ

加熱温度の低下により軽減されるのは、 γ 粒径の減少に起因すると考えられる。Table 2 の (c) に、1250°C 加熱後再結晶 γ 域における圧下により細粒化した 0.008 C 鋼の vTs, IGF, HV, γ 粒径を示した。Fig. 2 の場合と同様、 γ 粒径の細粒化に伴って粒界脆化の軽減が認められる。一般に粒界破壊のおこりやすさは γ 粒径に強く依存することが知られている¹⁹⁾が、本研究の場合も粒界破壊の発生、伝播の γ 粒径依存性に関連した現象と推定される。

5. 結 言

溶接性・耐サワー特性の優れたラインパイプ用鋼として実用化されている極低 C 含 Nb 低合金鋼に見出された粒界脆化現象に与える冶金的要因の影響を解析し、その機構および純鉄の粒界破壊との関連性を考察した。

(1) 粗大な旧 γ 粒径 (約 150 μm) を持ちマルテンサイトまたはベイナイト組織を示す極低 C 含 Nb 鋼 (基本鋼: 0.025C-2Mn-0.05Nb-Ti-B) は、600~700°C の再熱処理によつて顕著に脆化し脆性破面に粒界破壊を示すようになる。

(2) 粒界脆化は、C 量の低下および Nb 量の増加により促進され、いずれも粒界破面率の増大を伴う。粒界脆化現象は C 量-Nb 量バランスに強く依存し、粒界破壊を示し始める限界 C 量は Nb 量の増大とともに増加する。

(3) 再熱時に微細析出する NbC は、極低 C 化によつて量的および形態的に変化しない。一方 Auger 分析の結果、650°C 再熱処理材の旧 γ 粒界には C の偏析現象が認められ、偏析 C 量は極低 C 化・高 Nb 化により顕著に低下する。粒界偏析 C 量の低下と粒界破面率の増大には、統一的な対応関係がある。

(4) 極低 C 低合金鋼における粒界脆化は、極低 C 化と Nb による scavenge 効果により実質的固溶 C 量が低下し、これに伴って粒界偏析 C 量が低下するためと考えられ、不純物 C 量の低下に基づく純鉄の粒界破壊と同一機構によるものと推定される。

(5) 極低 C 鋼の粒界脆化は、P 量・B 量の増加および旧 γ 粒径の増大により、付加的に助長される。

本研究の粒界脆化は当初、ラインパイプ用極低 C 含 Nb 鋼の溶接熱影響部という特殊な条件化で発生するこ

とが見出されたが、考察の章で示した基本的発生条件を満たせば実質的固溶 C 量が約 0.01% 以下の領域で発生する一般的な現象と考えられる。また Nb の役割は scavenge 効果による間接的なものであり、Nb 含有は必ずしも必要条件ではない。さらに不純物水準等脆化助長要因の程度によつては、限界 C 量が増加したり、または細粒の調質処理条件でも発生する危険性がある。従つて適用範囲が拡大すると思われる極低 C 鋼の合金設計に、この観点の考慮が必要と考えられる。

文 献

- 1) 松本和明, 平 忠明, 卯目和巧, 兵藤知明, 東田幸四郎, 有方和義: 鉄と鋼, 69 (1983), S1350
- 2) H. NAKASUGI, H. MATSUDA and H. TAMEHIRO: Alloys for the Eighties, ed. by R. Q. BARR (1980), p. 213 [Climax Molybdenum]
- 3) 古君 修, 鈴木重治, 鎌田晃郎: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 161
- 4) 山中和夫, 大森靖也: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1162
- 5) 小西元幸, 小原隆史, 田中智夫, 大橋延夫, 大橋善治: 鉄と鋼, 65 (1979), A97
- 6) R. HONDA and H. TAGA: Met. Sci. J., 2 (1968), p. 172
- 7) Y. TSUKAHARA and A. YOSHIKAWA: Trans. ISI, 11 (1971), p. 1259
- 8) 新倉正和, 山本定弘, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1429
- 9) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and T. GLADMAN: JISI, 205 (1967), p. 161
- 10) 山本定弘, 高橋隆昌, 大内千秋: 鉄と鋼, 69 (1983), S608
- 11) 関根 寛, 丸山忠克, 関口昭一, 大野剛正: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 65
- 12) 須藤 一: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 696
- 13) 粒界偏析と鋼の諸性質 (鉄鋼基礎共同研究会微量元素の偏析部会編) (1979), p. 119 [日本鉄鋼協会]
- 14) 鋼中微量元素の偏析と粒界脆化 (鉄鋼基礎共同研究会微量元素の偏析部会編) (1976), p. 61 [日本鉄鋼協会]
- 15) C. J. McMAHON, Jr.: Acta Metall., 14 (1966), p. 839
- 16) K. ABIKO, S. SUZUKI and H. KIMURA: Trans. JIM., 23 (1982), p. 43
- 17) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 506
- 18) Ph. MAITREPIERRE, J. ROFES-VERNIS and D. THIVELLIER: Boron in Steel, ed. by S. K. BANERJI and J. E. MORRAL (1980), p. 1 [The Metallurgical Society of AIME]
- 19) 田中淳一, 大内千秋, 大須賀立美: 鋼の強靱性 (1971), p. 70 [Climax Molybdenum]