

© 1987 ISIJ

低合金鋼における炭窒化物の析出形態制御 と高温延性

論文

前原泰裕*・安元邦夫*²・友野 宏*³・大森靖也*

Morphological Control of Carbo-nitrides and Hot Ductility in Low Carbon Low Alloy Steels

Yasuhiro MAEHARA, Kunio YASUMOTO, Hiroshi TOMONO and Yasuya OHMORI

Synopsis :

Effect of thermo-mechanical history during cooling from solution treatment temperature of 1300°C on the ductility at 800°C at a strain rate of $\sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ of low carbon low alloy steels has been investigated by means of hot tensile test in relation to surface cracking of continuously cast (CC) slabs. The ductility evaluated by reduction in area of the specimens directly cooled to the deformation temperature is largely reduced by the slow strain rate deformation especially in Nb steels, since ductile intergranular fracture of austenite easily occurs because of the dynamic precipitation of NbC and/or AlN within the matrix as well as on the grain boundaries. By decreasing the cooling rate or by isothermal holding at around 1100°C, the ductility is significantly improved and the fracture mode changes into transgranular ductile, because the dynamic precipitation is much reduced by the depletion of precipitating elements due to nucleation and coarsening of the precipitates in these processes. This however takes extremely long time to achieve the coarsening of the precipitates in conventional CC process and is not practical. In order to accelerate this phenomenon the effect of the prior deformation was examined and the optimum conditions suitable for CC process were determined. In the case of continuous cooling the predeformation larger than 5% should be applied at temperatures around 1050°C at strain rates larger than $\sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. The ductility of the specimens predeformed at lower temperatures can also be improved by employing the subsequent reheating process.

Key words : hot ductility ; low alloy steel ; surface cracking ; continuously cast slab ; precipitation ; alloy carbide ; alloy nitride.

1. 緒 言

低炭素低合金鋼の高温変形は、殊に連続 casting (CC) 鑄片の表面疵との関連において種々検討されてきた。低温 $\gamma \sim \gamma/\alpha$ 2 相温度域において低歪み速度変形すると γ 粒界延性破壊を伴って著しく脆化する。この現象と CC スラブの表面疵とが密接に関係することが明らかにされている^{1)~11)}。すなわち、かかる脆化は NbC や AlN などの炭窒化物が動的析出¹²⁾して粒内を硬化するため、歪みが粒界近傍の無析出帯や初析フェライトといった軟い層に集中して、粒界析出物との界面剝離を起こし、これによつて生じたボイドが連結して γ 粒界延性破壊を起

こすことによる³⁾⁴⁾⁶⁾⁷⁾⁹⁾¹¹⁾。また、破壊が粒界われであることから、 γ 粒度が延性に及ぼす影響も大きく、例えば C は凝固・冷却過程の γ 粒成長挙動を通じて大きな影響を及ぼすことも明らかにされてきた¹¹⁾¹³⁾¹⁴⁾。

CC スラブの表面疵の防止は省エネルギーや工程省略によるコスト低減のために近年行われるようになってきた熱片直送や直送圧延プロセスの実現に不可欠であるが、低合金鋼、特に Nb を含有する低炭素低合金鋼においては表面疵が発生しやすく十分な防止が図られていないのが実状である。上述の脆化機構にしたがうと、炭窒化物の動的析出を防止できれば、化学成分を変えることなく、大幅な延性向上を達成できるはずである。MINTZ

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987) 3 に掲載 昭和 61 年 8 月 15 日受付 (Received Aug. 15, 1986)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 工博 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*³ 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 Ph. D. (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

と ARROWSMITH も示唆している²⁾ように、低温 $\gamma \rightarrow \gamma/\alpha$ 2 相域温度で行われる CC スラブの曲げあるいは矯正に相当する低歪み速度変形に到るまでの冷却速度を下げれば、炭窒化物が粗大析出物として析出し、動的微細析出が抑制されるので、延性は大幅に向上することが知られている⁶⁾。しかしながら、それには桁違いに長い時間を要するので、実用的観点からは現実的でない。そこで本研究では操業性を害することなく炭窒化物の析出形態制御を行うことによつて CC スラブの表面疵防止を図る方法について検討することにした。

2. 実 験

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。A 鋼は Al キルド鋼、B、C 鋼には Nb を添加し、B 鋼の N 量を低減した。これらはそれぞれ変形中の AlN、NbC およびその両者の析出を狙ったものである。実験室の高周波炉で溶解して得た鋳塊を熱間鍛造と熱間圧延によつて厚さ 12 mm の鋼板とした。これらより平行部の直径 8 mm、長さ 20 mm、肩部曲率半径 8 mm の丸棒引張試験片を素材の圧延方向と平行に採取した。これらを容量 2 t のインストロン型引張試験機に取り付けた赤外線反射炉中で 1300°C に加熱、10 min 保持の後、種々の加工熱履歴を与えた後 800°C に降温、均熱化のみの目的で 1 min 保持の後、歪み速度 ($\dot{\epsilon}$) $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で破断まで等温変形した。実験方法の概念図を Fig. 1 に示す。基本条件は変形温度まで約 1°C s^{-1} の冷却速度で直接冷却するものであり (Fig. 1 (a))、これに対して、冷却過程で種々の加工熱履歴を変えた実験を行つた。すなわち、最終変形に到るまでの冷却中に (i) 800~1100°C の所定の温度で最大 2 h までの等温保持 (Fig. 1 (b), (c))、

(ii) 900~1200°C の所定の温度で 1 min 保持の後 $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の所定の歪み速度で最大 20% の予備歪みを与え、 0.5°C s^{-1} の冷却速度で変形温度に降温 (Fig. 1 (d))、(iii) 一旦 800 ないし 900°C に降温して (ii) と同様な予備変形を与えた後再び 900~1200°C の所定の温度に昇温、最大 2 h 等温保持してから最終変形温度に降温し (Fig. 1 (e))、最終引張変形時の性質におよぼす加工熱履歴の影響について調べた。試験はいずれも破面の酸化を防止する目的で流動 Ar ガス雰囲気中で行い、引張性質は予備変形を施したものでは平行部の均一変形が行われたと仮定し、最終変形前の断面積を基準に算出した。なお、平行部の長さの変化に対する歪み速度の補正は行っていないが、いずれも歪み速度を下げるので最終変形時の延性を低下する方向に働くはずである。これらについて走査型電子顕微鏡 (SEM) による破面観察、光学顕微鏡による組織変化の観察、透過型電子顕微鏡 (TEM) による炭窒化物の析出形態の観察を行い、引張性質との関連について検討した。

3. 実 験 結 果

3.1 引張性質

Fig. 2 は B 鋼を 800°C、 $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で最終破断したときの引張性質におよぼす冷却過程での 1100°C 等温保持およびその前の加工・熱履歴の影響を示す。変形温度に直接冷却した場合 (★印) に対して 1100°C で等温保持することによつて延性が向上しており 50 min 以上の保持によつてその効果が著しくなることがわかる。引張強さ (UTS) で示す強度は延性とは逆に保持時間の増大につれて減少している。また 1100°C 等温保持による引張性質はその前に 800°C に降温、10 min 保持しても変わらなかった (◇印)。これに対して 1100°C 等温保持前に 900°C、 $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で 10% 予備変形した場合は 1100°C でわずか 10 min 保持することにより延性は著しく向上しており、強度低下も大きく、予備変形によつて現象が著しく加速されることがわ

Table 1. Chemical composition of the steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	N
A	0.21	0.33	1.50	0.021	0.007	—	0.030	0.0117
B	0.21	0.35	1.57	0.022	0.005	0.055	0.012	0.0027
C	0.21	0.33	1.48	0.020	0.009	0.051	0.047	0.0064

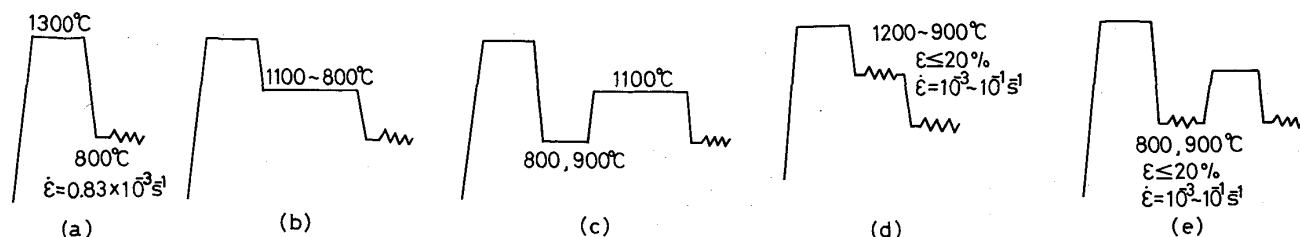
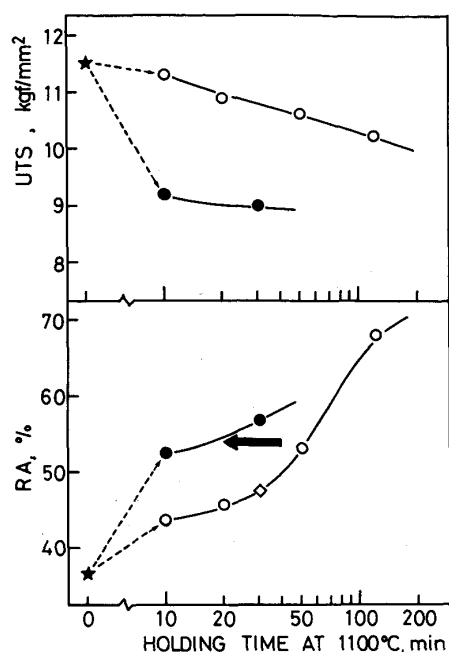
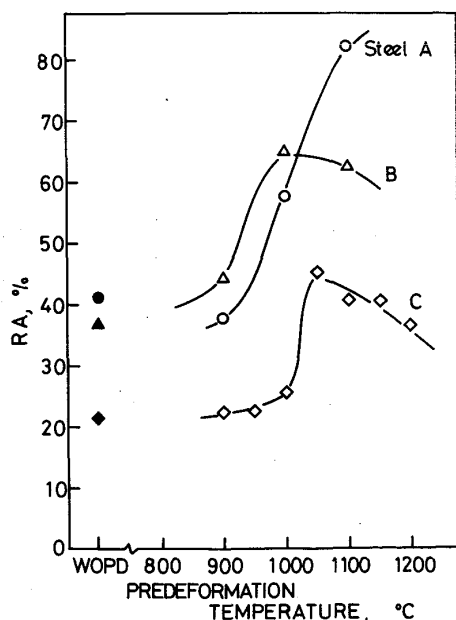


Fig. 1. Schematic illustrations showing experimental procedures. The specimens were fractured at 800°C at a strain rate ($\dot{\epsilon}$) of $0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ after various thermo-mechanical treatments.



- : Held at 1100°C (Fig. 1 (b))
 ◇: Held for 10 min at 800°C before isothermal holding at 1100°C (Fig. 1 (c))
 ●: Predeformed to 10% at 900°C at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ before isothermal holding at 1100°C (Fig. 1 (e))

Fig. 2. Effect of prior thermo-mechanical history on tensile properties of steel B fractured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.



WORD: Without predeformation (Fig. 1 (a))

Fig. 3. Effect of predeformation temperature on the ductility of the specimens tested in the pattern shown in Fig. 1 (d). The strain and the strain rate in the predeformation were 20% and $1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

かる。Fig. 3 は最終変形温度への冷却途中に種々の温度で、 $1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で 20% の予備変形を与えたときの最終破断時の延性におよぼす予備変形温度の影響を各鋼について調べたものである。各鋼とも 1000°C 以上で予備変形を与えることによって延性の著しい向上が認められる。Nb を含有しない Al キルド鋼である A 鋼では 1100°C 以上で予備変形したときに大きな効果が得られ、Nb を添加し、Al と N を低減した B 鋼、および Nb を添加し、かつ Al, N 量も高い C 鋼では最も延性向上に効果が得られる予備変形温度がそれぞれ 1000°C と 1050°C とに極大をとり、さらに温度を上げることによってその効果が減少している。950°C 以下での予備変形においては、それによる最終変形時の延性改善効果はほとんど認められず、Al キルド鋼 (A) ではむしろやや低下する傾向さえ認められた。Fig. 4 は最

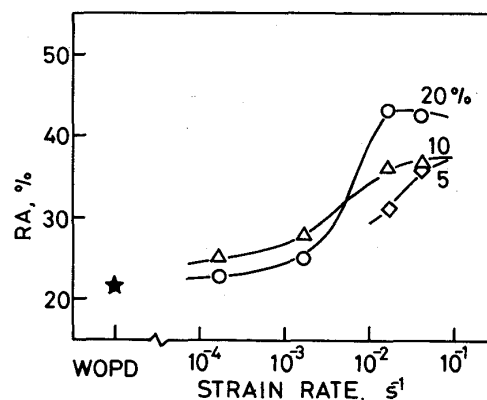


Fig. 4. Effects of strain rate and strain in predeformation at 1050°C on the ductility of steel C specimens tested in the pattern shown in Fig. 1 (d).

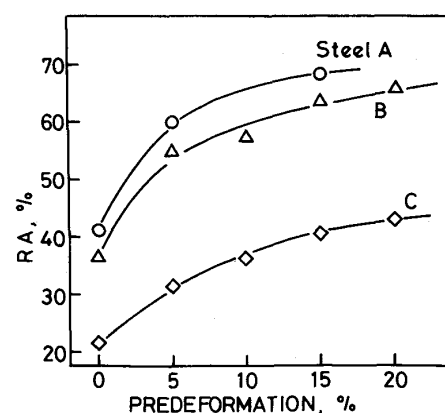
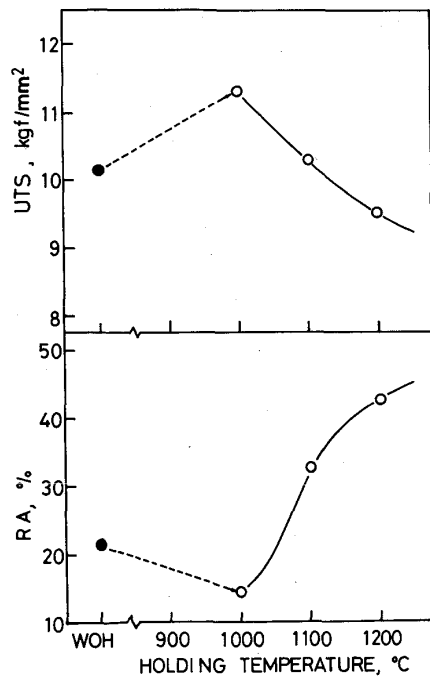


Fig. 5. Effect of strain in predeformation at 1050°C at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ on the ductility of various steels tested in the pattern shown in Fig. 1 (d).

終破断時の延性におよぼす冷却過程である 1050°C で予備変形したときの加工歪み量と歪み速度の影響を C 鋼について調べた結果を示す。予備変形の延性向上に対する効果は歪み速度の影響を大きく受け、 10^{-2}s^{-1} 以上で大きな効果が得られることがわかる。また加工量の増大に伴って延性は向上する。Fig. 5 は各鋼を同様に 1050°C , $\dot{\epsilon}=1.6\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$ で予備変形したときの加工歪み量が最終変形時の延性におよぼす影響をまとめたものである。いずれの鋼も予備変形量が増すと延性が向上するが、5% 以上ではその効果はそれほど小さくなく、約 20% で現象が飽和する傾向が見られる。

Fig. 6 は C 鋼をいつたん 800°C に降温し、 $\dot{\epsilon}=1.6\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$ で 20% 予備変形し、その後種々の温度に昇温して 5 min 保持したときの最終破断時の引張性質におよぼす保持温度の影響を示す。予備変形後全く再加熱しないもの (WOH) に対し、 1000°C で保持したものでは延性がやや低下し、強度は上昇しているが、 1100°C 以上の保持では延性は上昇し強度は低下している。Fig. 7 には C 鋼をいつたん 900°C , $\dot{\epsilon}=1.6\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$ で 20% 変形した後 1200°C に再加熱、等温保持したときの保持時間による最終破断時の引張性質の変化を示す。 1200°C 保持ではわずか 1 min 保持によつて延性は大き



WOH: Without isothermal holding before final deformation

Fig. 6. Effect of holding temperature on the tensile properties of steel C specimens. The specimens were predeformed to 20% at 800°C at $\dot{\epsilon}=1.6\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$ and held for 5 min (Fig. 1 (e)).

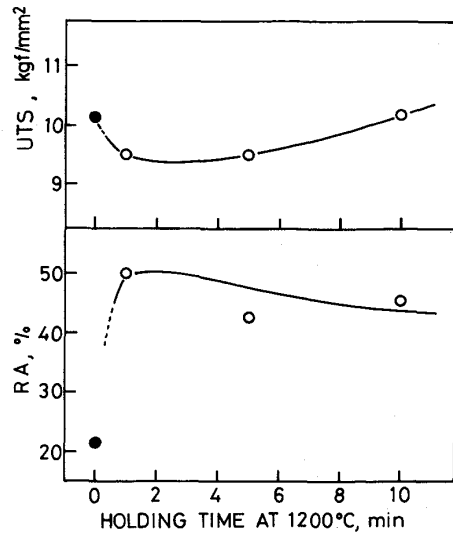


Fig. 7. Effect of holding time at 1200°C on the tensile properties of steel C specimens. The specimens were predeformed to 20% at 900°C at $\dot{\epsilon}=1.6\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$ and isothermally held at 1200°C before final deformation (Fig. 1 (e)).

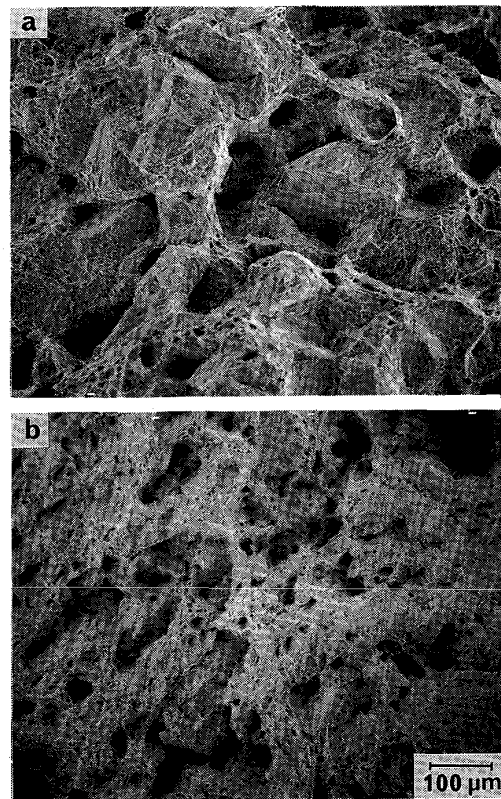


Photo. 1. Fracture surfaces of steel A specimens ruptured at 800°C at $\dot{\epsilon}=0.83\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$; (a) without predeformation, and (b) predeformed to 20% at 1100°C at $\dot{\epsilon}=1.6\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$.

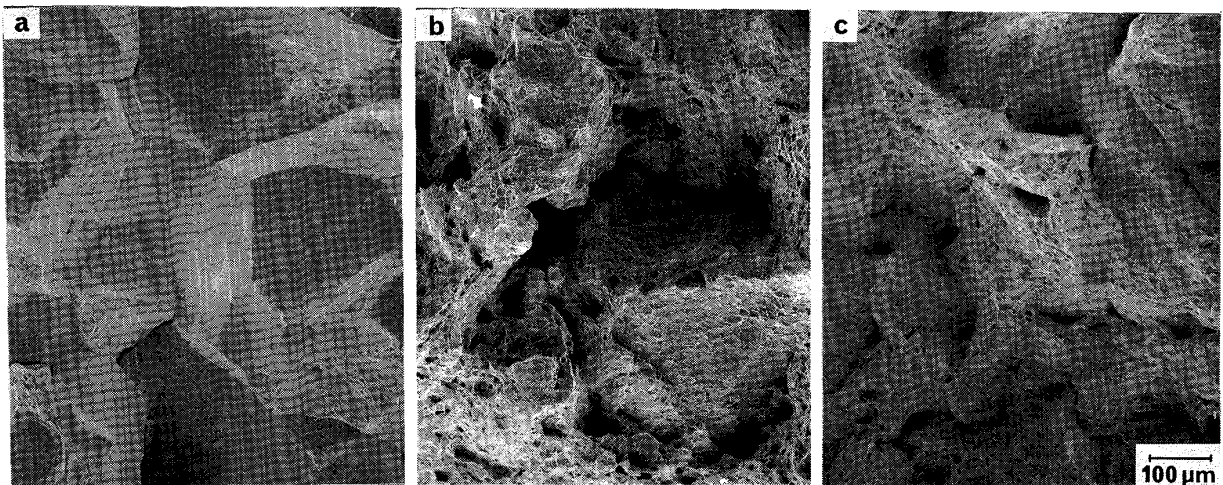


Photo. 2. Fracture surfaces of steel C specimens ruptured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (a) without predeformation, (b) predeformed to 20% at 1050°C at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, and (c) predeformed to 20% at 900°C at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ and isothermally held at 1200°C for 5 min.

く向上し、強度は低下している。しかし、保持時間をさらに増大すると逆に延性は徐々に低下し、強度はゆるやかに上昇する傾向が見られる。

3.2 破壊形態

Photo. 1 は A 鋼を 800°C, $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で破断したときの破壊形態におよぼす予備変形の影響を調べたものである。最終変形温度に直接冷却した試料, Photo. 1 (a) では、粒界破壊、詳細に観察すると γ 粒界延性破壊が大部分を占めているが、予備変形を加えた (b) では粒内延性破壊の占める割合が著しく増大している。同様に C 鋼での結果を Photo. 2 に示す。この場合予備変形を施さないものでは完全な γ 粒界破面を呈するが (Photo. 2 (a)), 適正な予備変形を加えたものでは破壊形態は大きく変化し、粒内延性破壊へと移行することがわかる (Photo. 2 (b), (c))。このように予備変形によって延性が向上したものではその度合いに応じて粒内延性破壊の割合が増大していた。

3.3 炭窒化物の析出形態と組織観察

粒界破壊を伴う場合の延性は結晶粒度に大きく依存するので、予備変形によって γ 組織が変化するかどうかは本研究では重要である。Photo. 3 (a) は C 鋼を 1300°C で 10 min 加熱後 800°C に降温, $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で引張破断した試料の破面近傍の縦断面組織を示す。帯状の白い部分が γ 粒界に析出した初析フェライトであり、これより変態前の γ 粒界を知ることができ、平均 γ 粒径は約 0.5 mm と粗大化していることがわかる。写真には引張軸と垂直に近い粒界に沿う鋭い割れ (矢印) も認められる。Photo. 3 (b) は冷却途中の 1100°C で等温保

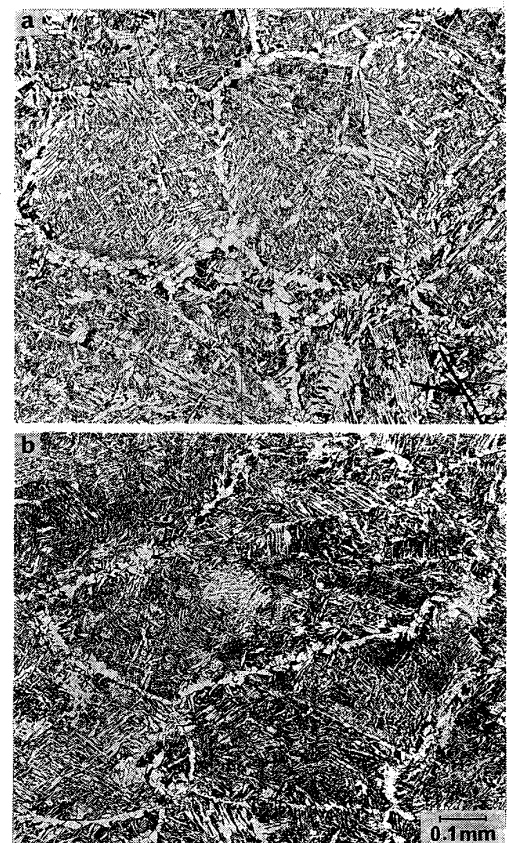


Photo. 3. Microstructures on the longitudinal section of steel C specimens; (a) fractured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ without predeformation, and (b) deformed to 20% at 1100°C at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. An arrow in (a) is a crack along γ grain boundary.

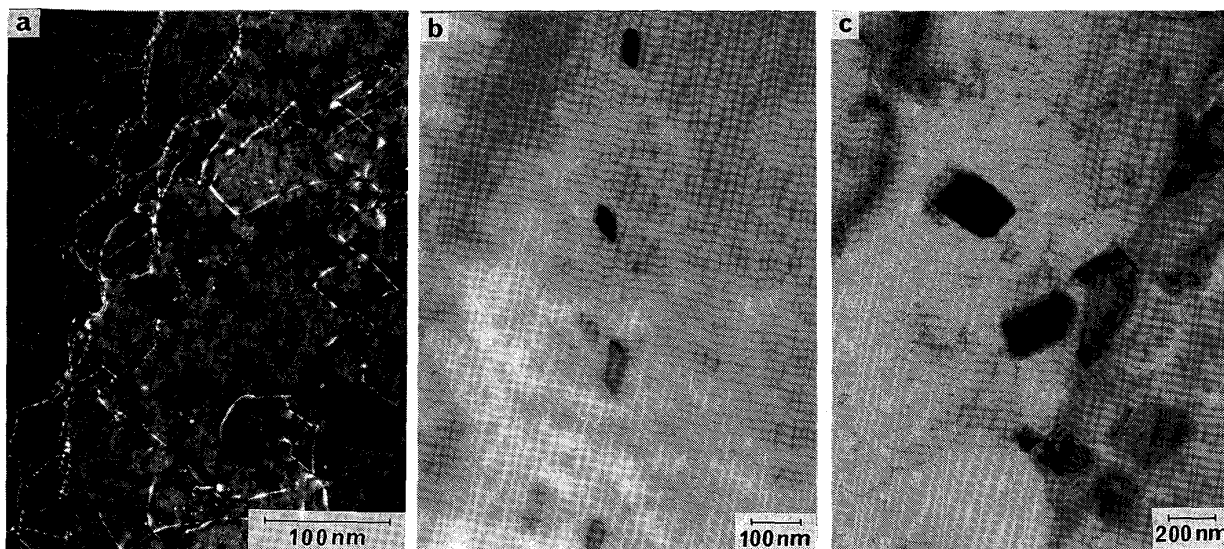


Photo. 4. TEM micrographs showing NbC precipitation in steel C specimens fractured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (a) without predeformation, (b) predeformed to 20% at 1050°C at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, and (c) predeformed to 20% at 900°C at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ and isothermally held at 1200°C for 5 min.

持し、 $1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で 20% の予備変形を与え、 $0.5^\circ \text{C s}^{-1}$ の冷却速度で 800°C まで冷却し、その後放冷（冷却速度にして約 1°C s^{-1} ）した試料の組織である。予備変形によつて結晶粒がやや引張軸方向に伸長する傾向が認められたものの、再結晶による結晶粒の微細化は認められず、(a) と同様な粗い γ 組織を呈していた。Al キルド鋼においても結晶粒径が Nb 鋼に比べてやや粗大であつた点を除けば、Photo. 3 と同様に予備変形による γ 粒の微細化は認められなかつた。

Photo. 4 には種々の加工熱履歴を経た後に 800°C、 $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で破断した C 鋼の破面近傍より薄膜を採取し、TEM 観察した結果を示す。予備変形せず最終変形温度に直接冷却した場合は、Photo. 4 (a) に示すように、少なくとも γ 粒内に直径数 nm の微細な析出物が多数分散しているのが観察された。Photo. 4 (a) は NbC 粒子の $\{111\}$ 反射を用いた弱ビーム暗視野像であり、マトリックスの転位は γ から α への拡散変態によつて消失し、もはや観察されないが析出物が列をなして存在していることは γ 域で転位線上に沿つて生成したものと判断され、いわゆる動的析出したものであることを示している。個々の粒子像を詳細に観察すると $\{110\}_{\alpha} // \{111\}_{\text{NbC}}$ 反射に起因する幅 0.9 nm のモアレフリンジが観察され $\{111\}_{\gamma} // \{111\}_{\text{NbC}}$ の整合性が KURDJUMOV-SACHS の関係¹⁵⁾によつて α に受け継がれたものであることがわかる。これに対し、適正な条件で予備変形を行つたものでは、最終変形時の延性の向上の度合に応じて粗大な析

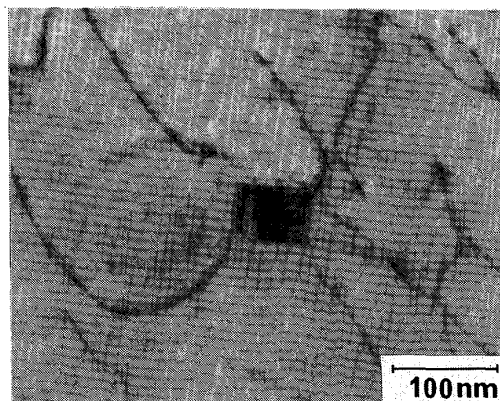


Photo. 5. TEM micrograph showing coarse AlN precipitation in steel A specimen; predeformed to 20% at 1100°C at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ and fractured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

出物が観察された。Photo. 4 (b) は 1050°C で 20% の予備変形を与えた場合であり、析出物は 50~100 nm に粗大化しており、さらに 900°C で 20% の予備変形後 1200°C に 5 min 再加熱した Photo. 4 (c) では 200~300 nm と析出物は著しく粗大化している。これらの粗大析出物は電子顕微鏡内での制限視野回折およびエネルギー分散型 X 線分析により NbC 粒子であることが確認された。このように粗大 NbC が生成したものではその後低温 γ 域で低歪み速度変形しても Photo. 4 (a) に示したような微細 NbC の析出は観察されなかつた。このよう

な析出形態の加工熱履歴による変化はA鋼におけるAINの析出に関しても全く同様であり、適正な予備変形を与え、延性の向上した試料ではPhoto. 5に示すように粗大化したAIN粒子が観察された。

4. 考 察

約100 μm 以上の粗大な γ 組織をもつ低合金鋼を低温 $\gamma \sim \gamma/\alpha$ 2相域で低歪み速度変形すると硬化を伴って延性が著しく低下する⁶⁾。これは炭窒化物の γ 粒内動的微細析出(Photo. 4 (a))による硬化が粒界に沿う軟い無析出帯や初析フェライトに歪み集中を招き、比較的粗大な γ もしくは旧 γ 粒界上の連続析出物との界面剝離を生じ、ボイドが連結して γ 粒界延性破壊(Photo. 1 (a), Photo. 2 (a))を起こすためである⁶⁾⁷⁾¹¹⁾。このように動的析出による作用はNbCの場合に顕著であるが、最近AINについても同様な現象が報告されている⁹⁾。したがって問題の温度域での低歪み速度変化に至るまでに何らかの形で有害な析出物を生成する元素を粗大析出物として固定しておけば、炭窒化物の動的析出は生じず延性低下は起こらないことになる。例えばAlキルド鋼においては微量Tiを添加して固溶Nを粗大なTiNとしておけばAINの動的析出を生じないので、大幅な延性向上が図れることが知られている⁵⁾。しかしながら、このような成分変更は場合によつては材料の性質を劣化させるので一般には好ましくなく、制約も多い。MINTZとARROWSMITHはCCスラブの冷却パターンと表面疵発生頻度との関連について検討し、徐冷スラブからは容易に析出物が観察されるのに割れは皆無となり、通常の冷却パターンでは析出物の観察が極めて困難となるにもかかわらず疵が多発する傾向を認めている²⁾。この事実は炭窒化物の析出挙動と高温延性との関係を素直に表現しているものと思われ、 γ 粒内硬化を伴う γ 粒界破壊にはPhoto. 4 (a)のような数nmの析出物の微細分散が必要であり、これらを直接観察するのは必ずしも容易ではなく、延性に無害なPhoto. 4 (b), (c)のような粗大析出物は容易に観察されやすいという事実と関連したものであろう。Photo. 4 (a)のような微細な動的析出物の分散は表面疵が多発した実铸件表層部の γ 粒内からも検出されており¹⁶⁾、これらがスラブの曲げあるいは矯正点での低歪み速度変形によつてもたらされたものであることは明らかである。スラブに超徐冷に相当する処理を行えば、炭窒化物は γ の高温域での核形成、成長して粗大化するので、問題の温度域での変形時に動的析出が抑制され、延性は大幅に向上し、破壊は粒内延性破壊へと移行する(Photo. 1, 2)。粒内延性破壊を示した試料の破面

にみられるディンプル数は少く、これは破壊の起点となる析出物の数の減少、すなわち析出物の粗大化に起因しているものと考えられる。このような炭窒化物の析出形態制御を操業性を害することなく短時間に実現できれば表面疵防止法として有効な対策がもたらされるものと考えられ、スラブの冷却過程における表面軽加工に相当する予歪みの付与が現象の加速に極めて有効なことが明らかとなつた(Fig. 2)。

もちろんその効果を有効ならしめるには成分系に応じた適正な熱履歴と予歪みの与え方との組み合わせが重要となる。冷却途中でスラブ内部からの復熱による表面温度の再上昇を考えない冷却の場合は、1000~1100°Cで予歪みを与え、その後核生成した析出物が成長するように0.5°C s⁻¹程度以下と比較的徐冷すればよい。予歪みを与える温度が高過ぎると析出物の核生成のための歪みが蓄積されにくく、かつ析出域にさしかかる前に回復によつて歪みが解放されてしまうので効果が得られず、900°C以下と低ければ、析出は速くなるにもかかわらず、その後の延性向上は望めない。これは炭窒化物が単に加工誘起析出するのみで粗大化せず、むしろ粒内硬化を起こすためと考えられる。予歪みを与える最適温度は鋼種によつて異なり、Alキルド鋼では1100°C以上でもよく、Nb鋼では1000°C、Nbを添加したAlキルド鋼では両者の中間である1050°C近辺が最適となる(Fig. 3)。このような差はAINとNbCの析出挙動の違いによつて容易に説明できる¹²⁾¹⁷⁾¹⁸⁾。もちろん予歪みを与える温度が900°C以下と低くても再加熱できれば炭窒化物の凝集粗大化が図れる(Fig. 7)。1200°Cへの再加熱では1min保持でNbCを数百nmに粗大化することができ(Photo. 4 (c))、延性は大幅に上昇するが、さらに保持時間を長くとるとNbCが再固溶し、低温域での低歪み速度変形に動的析出するので逆効果となる。歪み速度は特に高温域で予歪みを付与する場合は10⁻² s⁻¹以上と大きい方がよい(Fig. 4)。これは歪み速度が小さいと動的回復によつて歪みが解放され、析出物の核生成が起りにくくなるためと考えられる。歪み量は多いほどよいが5%でもかなり大きな効果が得られる(Fig. 5)このは注目される。このことは、予歪みの付与が延性を向上させるのは再結晶によつて γ 粒が微細化するためではなく、析出物を粗大化させることによるものであることを示している。すなわち、結晶粒を微細化すれば粒界破壊が抑制されて延性が向上する可能性がある¹¹⁾¹³⁾¹⁹⁾が、5%の歪み付与ではとうてい γ 相の再結晶は起こり得ず、特に粗大 γ 相組織を再結晶させるには30%以上もの歪みが必要と考えられる。事実、今回の

試験のいずれの場合においても再結晶による γ 粒の微細化は認められず (Photo. 3), 予歪み付与の最適温度範囲が存在した (Fig. 3) こととも矛盾しない. 実铸件における γ 組織は今回の 0.5 mm 径よりも数倍以上粗いので再結晶にはさらに大きな歪みが必要であり, γ 粒微細化によつて延性向上を図るのは極めて困難と考えられる.

5. 結 論

低合金鋼連続铸造铸片の表面疵との関連において, 800°C , $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 変形時の延性におよぼす 1300°C 加熱後の冷却過程における加工・熱履歴の影響を炭窒化物の析出挙動に注目して検討した.

(1) 変形温度への直接降温した場合は, NbC や AlN などの炭窒化物が粒内に動的微細析出して粒内硬化し, γ 粒界延性破壊を伴つて延性が著しく低下する.

(2) 変形温度への降温速度を下げるか 1100°C 近辺で等温保持すると粗大な炭窒化物が生じて, その後の低歪み速度変形中の炭窒化物の動的析出が抑制されるので延性は大幅に向上し, 破壊は粒内延性破壊へと移行する. しかしそれには, 例えば NbC 析出の場合 1100°C で 1 h 以上もの等温保持が必要となる.

(3) 冷却中にスラブ表層部への軽加工に相当する予歪みを与えると上記現象が大幅に加速され, 短時間に炭窒化物の凝集粗大化が可能となつて著しい延性の向上が図れる.

(4) 延性向上の大きな効果を得るには予歪みの与え方と熱履歴との適正な組合せが必要となり, 単純冷却プロセスでは 1100°C 近辺で 5~20% の歪みを析出物の核形成に必要な歪みが蓄積されるように 10^{-2} s^{-1} 以上の歪み速度で与えるのがよく, 低温 γ 域で歪みを与えた後, $1100\sim 1200^{\circ}\text{C}$ に短時間再加熱するのも大きな効果が得られる.

(5) γ 粒微細化による粒界破壊の抑制によつても延性の向上が図れるが, 粗大 γ 粒組織の再結晶は少くとも 20% の歪みでは起こらない.

終わりに本研究の過程において激励と有益な助言を賜わつた住友金属工業(株)の関係各位に対し厚くお礼申し上げます.

文 献

- 1) G. BERNARD, J. P. BIRAT, B. CONSEIL and J. C. HUMBERT: *Rev. Metall.*, **75** (1978), p. 467
- 2) B. MINTZ and J. M. ARROWSMITH: *Met. Technol.*, **6** (1979), p. 24
- 3) K. YAMANAKA, F. TERASAKI, H. OHTANI, M. ODA and M. YOSHIHARA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **20** (1980), p. 810
- 4) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and S. YAMAGUCHI: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **22** (1982), p. 48
- 5) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **22** (1982), p. 181
- 6) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: *Mater. Sci. Eng.*, **62** (1984), p. 109
- 7) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **25** (1984), p. 160
- 8) J. R. WILCOX and R. W. K. HONEYCOMBE: *Met. Technol.*, **11** (1984), p. 217
- 9) G. A. OSINKOLU, M. TACIKOWSKI and A. KOBYLANSKI: *Mater. Sci. Technol.*, **1** (1985), p. 520
- 10) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1367
- 11) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO and Y. OHMORI: *High Temp. Technol.*, **4** (1986), p. 13
- 12) I. WEISS and J. J. JONAS: *Metall. Trans. A*, **10** (1979), p. 831
- 13) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO, Y. SUGITANI and K. GUNJI: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **25** (1985), p. 1045
- 14) 安元邦夫, 長道常昭, 前原泰裕, 郡司好喜: 鉄と鋼に掲載予定
- 15) G. KURDJUMOV and G. SACHS: *Zeits. Phys.*, **64** (1930), p. 325
- 16) 前原泰裕, 人見康雄, 鈴木俊明, 友野 宏: 未発表データ
- 17) 成田貴一: 日本金属学会会報, **8** (1969), p. 49
- 18) 長谷部茂雄: 鉄と鋼, **47** (1961), p. 809
- 19) Y. OHMORI and T. KUNITAKE: *Met. Sci.*, **17** (1983), p. 325