

論文

連続 casting・直送圧延再現試験による低合金鋼の
割れ発生条件とその機構前原泰裕*・中井 健*²・安元邦夫*²・三島健士*³Hot Cracking of Low Alloy Steels in Simulated Continuous
Casting-direct Rolling Process

Yasuhiro MAEHARA, Ken NAKAI, Kunio YASUMOTO and Tateshi MISHIMA

Synopsis:

Surface cracking during direct rolling of continuously cast low alloy steel slabs has been investigated by means of hot tensile tests simulating the above process. The hot ductility of directly cooled specimens is not reduced by high strain rate deformation corresponding to that in rolling. While, in the specimens predeformed at temperatures ranging from γ/α duplex phase to lower temperature γ region at slow strain rate corresponding to that in bending and/or straightening processes of CC slabs, ductile intergranular fracture of austenite is easily induced by the subsequent deformation even at high strain rate, resulting in poor ductility. This ductility loss can be explained in terms of dynamic precipitation of carbonitrides such as AlN and/or NbC within the matrix as well as on the grain boundaries during the prior slow strain rate deformation. Although the embrittlement mechanism is essentially the same as in CC slabs, the ductility is also influenced by the final deformation conditions because of the morphological change of carbonitride precipitates in the process.

Key words: continuous casting; direct rolling; low alloy steel; hot ductility; hot cracking; dynamic precipitation; hot tensile test; intergranular fracture.

1. 緒 言

低 Mn 鋼を溶融もしくは高温加熱後、約 1100°C 以下のオーステナイト (γ) 域で高歪み速度変形すると固溶 S が粒界に偏析、さらには変形中に (Fe, Mn) S が粒界および粒内に析出 (動的析出) し、粒界破壊を伴って著しく脆化することが知られている^{1)~4)}。低合金鋼の連続 casting 铸片を熱片直送してそのまま圧延する直送圧延時の割れは同様の変形条件下で起こるので上述の脆化機構がそのまま適用可能とも考えられるが、いくつかの疑問点が残る。すなわち、(i) (Fe, Mn) S の析出による脆化は高温域から変形温度域に比較的急冷された後の変形によつて起こるものであり、(ii) 特に低合金鋼のような Mn 含有量の高い鋼を徐冷したり、その過程で铸片の曲げや矯正などのような低歪み速度変形が加わった場合には析出物が容易に凝集粗大化するので、その後

の変形時に動的析出は生じず、延性低下は起こらないはずである²⁾。

と考えられ、いずれにしても S が直送圧延時のわれの直接原因とは考えにくい。

圧延に先立つ低温 $\gamma\sim\gamma/\alpha$ 2 相域での铸片の曲げや矯正などの低歪み速度変形が加わった場合、析出速度の遅い NbC や AlN などの炭窒化物が動的析出して著しい脆化を招き、これが横ひびわれの主原因となることが知られている^{1)4)~13)} が、われに到らなかった場合、そのような析出がその後の圧延時の延性にどのような影響をおよぼすのか明らかではない。

そこで低合金鋼連続 casting 铸片の直送圧延時の表面われ発生機構を明らかにする目的で、炭窒化物の析出挙動との関連において、高歪み速度変形時の高温延性におよぼす加工・熱履歴の影響について検討することにした。

昭和 61 年 7 月 25 日受付 (Received July 25, 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)鹿島製鉄所 (Kashima Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of the steels used.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Al	N
X1	0.14	0.41	1.34	0.021	0.006	—	—	0.027	0.0024
X2	0.14	0.40	1.34	0.022	0.006	0.038	—	0.025	0.0027
X3	0.15	0.42	1.36	0.021	0.006	—	0.012	0.024	0.0028
X4	0.14	0.42	1.37	0.024	0.006	0.034	0.019	0.036	0.0012

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。X1 は Al キルド鋼、X2 は Nb 鋼であり X3 と X4 はそれぞれに微量 Ti を添加したものである。高周波炉で真空溶解して得た 50 kg 铸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長さ 20 mm、直径 8 mm、肩部曲率半径 5 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。これを容量 2 t のねじ式引張試験機に取り付けた赤外線反射炉中で 1300°C に 10 min 加熱、冷却速度約 2°C s⁻¹ の冷却過程において種々の加工・熱処理を施し、650~1100°C の所定の温度、10⁻⁴~10⁻¹s⁻¹ の所定の歪み速度 ($\dot{\epsilon}$) で破断に至るまで等温変形した。すなわち、変形温度へ直接冷却し均熱化のみの目的で 1 min 保持後引張破断する条件を基本に、(i) 所定の温度で最大 20 min まで等温保持、あるいは(ii) CC スラブの曲げや矯正に相当する歪みを歪み速度 4×10⁻⁴s⁻¹ で 5 ないし 10% 与え、その後所定の最終変形温度に降温して 10 min 保持する処理を施し、最終変形時の引張性質におよぼす影響を調べた。なお引張性質は最終変形前までの変形が均一に行われたと仮定しその断面積を基準に算出した。

破断した試料の破壊形態を走査電子顕微鏡 (SEM) と光学顕微鏡で、炭窒化物の析出形態を透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて調べた。なお析出物の同定には TEM 内電子線回折の他、STEM-EDX モードによる X 線分析も併用した。

3. 実験結果

3.1 引張性質

まず 1300°C 加熱後変形温度に直接降温し、直ちに破断したときの引張性質におよぼす歪み速度と温度の影響を調べた。800°C で変形した場合の歪み速度の影響を Fig. 1 に示す。いずれの鋼においても歪み速度の低下に伴つて断面収縮率 (RA) で示す延性が低下している。その程度は含 Nb (X2) 鋼で顕著であり、X1, X2 鋼に比べてそれぞれに微量 Ti を添加した X3, X4 鋼では軽微である。また応力-歪み曲線の極大応力で表す強度変化は延性とは逆の傾向を示し、歪み速度が大きいほど、

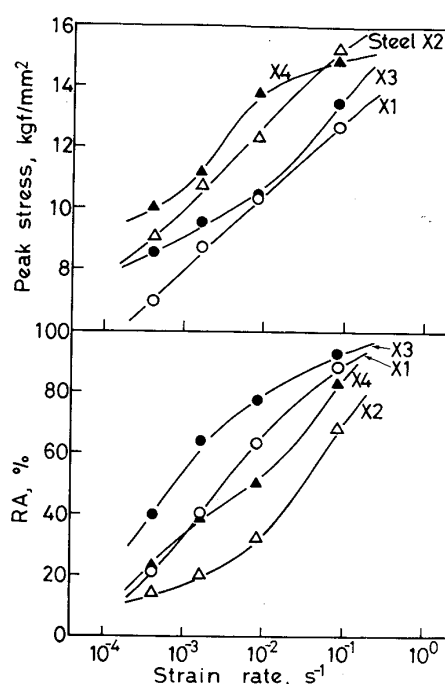


Fig. 1. Variation of tensile properties with strain rate; Steels X1 to X4 specimens, deformed at 800°C after directly cooled from the solution treatment temperature of 1300°C.

また Nb を添加することによつて高くなり、微量 Ti 添加による強度上昇も認められる。このような歪み速度の低下に伴う延性低下は、特に Ti を添加しない X1, X2 鋼においては、その程度が緩和されるものの約 950°C と温度を上げてても Fig. 1 と同様に認められ、Ar₃ 点直下と思われる 750°C 近辺で最も延性低下が大きく、さらに温度を下げると急激に回復する現象が認められた。

Fig. 2 には圧延に相当するような高歪み速度 ($\dot{\epsilon}=0.83 \times 10^{-1}$ s⁻¹) で変形したときの引張性質におよぼす変形温度の影響を示すが、このような高い歪み速度では 750°C 近辺でやや延性が低下するものの全温度域にわたつて高い延性を示すことがわかる。

Fig. 3 は種々の履歴を経た後、800°C、 $\dot{\epsilon}=0.83 \times 10^{-1}$ s⁻¹ で最終変形したときの X1~X3 鋼の引張性質を示す。1300°C 加熱後直ちに变形した (A) に比べ、変形前に同温度で 20 min 等温保持した (B)、さらに 800°C で 10% まで低歪み速度 (4×10⁻⁴s⁻¹) で予備

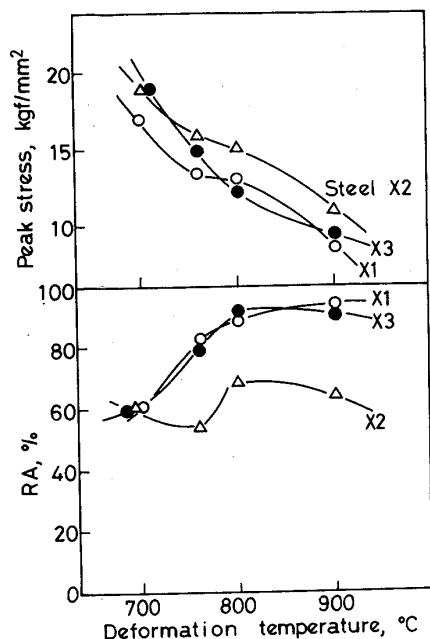


Fig. 2. Variation of tensile properties with deformation temperature; the specimens, deformed at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, after directly cooled to the deformation temperatures ($\dot{\epsilon}$: Strain rate).

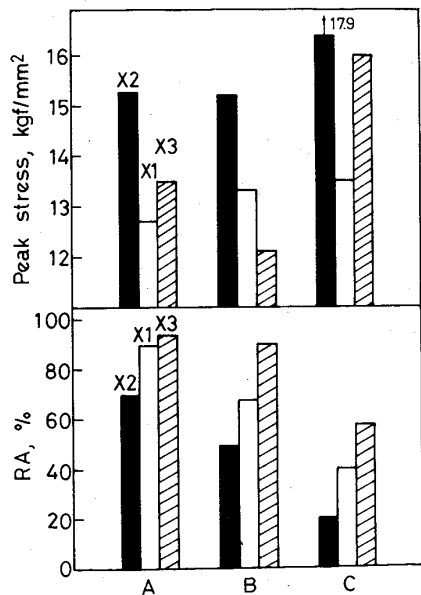


Fig. 3. Effect of thermo-mechanical history on tensile properties of various steels fractured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. The prior treatments were (A) none, (B) isothermally held at 800°C for 20 min, and (C) predeformed to 10% at 800°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and held for 10 min at 800°C .

変形し、10 min 等温保持した (C) ではいずれの鋼においても延性がかなり低下している。また強度は (A) に比べて (B) ではやや低く、(C) ではかなり高くな

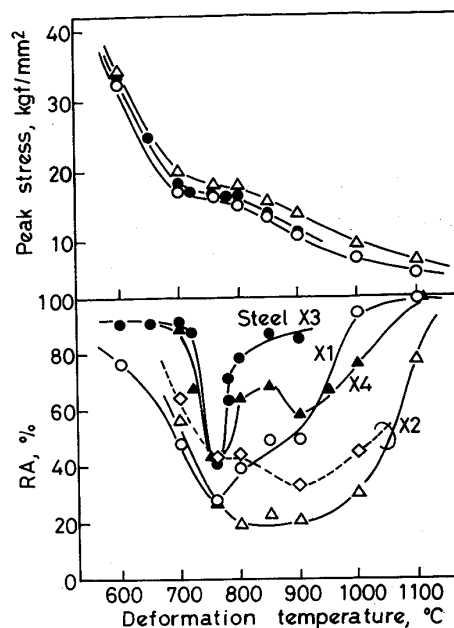


Fig. 4. Variation of tensile properties with final deformation temperature; the specimens, predeformed to 10% ($\circ$, $\triangle$, $\bullet$, $\blacktriangle$) or 5% ($\diamond$) at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min at various temperatures and then fractured at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

っている。(C) はスラブ曲げや矯正とその後の直送圧延との組合せを考えたものであり、このように低歪み速度 ($\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) で予歪みを与え、その後種々の温度で 10 min 保持の後、高歪み速度 ($\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) で引張破断する実験をそれぞれの温度を種々かえて行つた。Fig. 4 には 800°C で 5% ないし 10% の低歪み速度 ($4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) 変形を与え、種々の温度で 10 min 等温保持の後 $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ で破断まで等温変形したときの引張性質と変形温度との関係を示す。Al キルド (X1) 鋼では $700 \sim 900^\circ\text{C}$ で延性低下が認められるのに対し、これに微量 Ti を添加した X3 鋼での延性低下は 760°C 近辺でわずかに認められるにすぎない。Nb (X2) 鋼では低延性を示す温度範囲が非常に広く、同様に微量 Ti 添加によつて (X4) 大幅に延性が向上していることがわかる。さらに注目されることは X4 鋼では脆化温度域が 750°C 近辺と 900°C 近辺の二つに分かれていることである。いずれの場合も脆化温度域は Nb (X2) 鋼についての例を示したように最終変形に先立つ低歪み速度変形量に依存し、10% 変形に対して 5% 変形での脆化の谷は浅く、狭くなつていた。

Fig. 5 には 800°C で最終変形する前のやはり 800°C での低歪み速度変形量と最終変形時の引張性質との関係を示す。歪み量の増加に伴つて延性は低下し、逆に強度は予歪みの増大によつて上昇している。各鋼で最も脆化

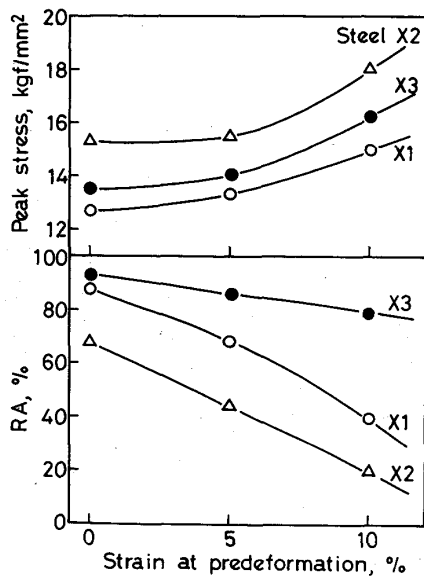


Fig. 5. Effect of strain at predeformation on tensile deformation; the specimens, predeformed at 800°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min at 800°C , and then fractured at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

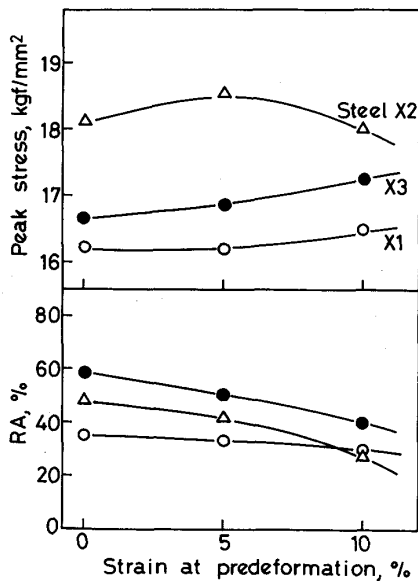


Fig. 6. Effect of strain at predeformation on tensile properties; the specimens, predeformed at 800°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min at 760°C , and then fractured at 760°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

の程度が大きかった最終変形温度 760°C で同様な実験を行った結果を Fig. 6 に示すが、Fig. 5 のような顕著な変化は認められず、予歪み量の増大に伴って延性はわずかに低下しているにすぎない。Fig. 7 は予備変形、最終変形両温度と最終破断時の RA との関係を X1~X3 鋼についてまとめたものである。図中の等高線は

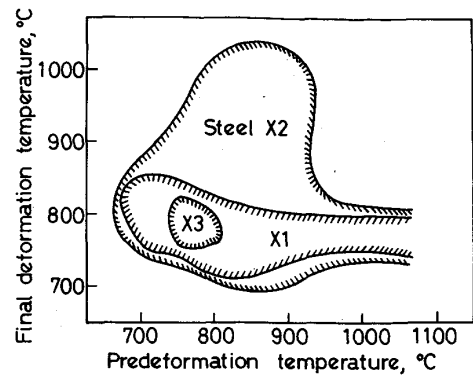


Fig. 7. Effects of pre- and final deformation temperatures on the ductility in the final deformation. Reduction of area in the region surrounded by contour lines were less than 50% for each steels. The specimens were predeformed to 10% at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min at the final deformation temperatures, and then fractured at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

$RA \cong 50\%$ のもので、それよりも RA が低い内側の領域で圧延時のわれが発生しやすい傾向にあることを示している。Al キルド (X1) 鋼ではその領域は圧延温度方向に沿って帯状に長く、いずれの矯正温度においても 760°C 近辺の圧延がわれの多発傾向にあることがわかる。Nb (X2) 鋼ではそれに加えて $800 \sim 900^{\circ}\text{C}$ 近辺で曲げ、矯正を行った後の $700 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ での圧延がわれの発生に対して危険であることを示している。これらに対して Al キルド鋼に微量 Ti を添加した X3 鋼での延性低下領域は極めて狭く、Ti 添加による延性向上作用が極めて大きいことがわかる。X4 鋼でも延性の低い領域は極めて狭く、 $RA = 50\%$ で線を引いた場合、X3 鋼とほぼ同じ結果が得られた。

3.2 破壊形態

Photo. 1 には X1, 2, 3 鋼を 1300°C 加熱後 800°C に直接降温し、 $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で引張破断したときの破面を示す。X1, X2 鋼は γ 粒界破壊を呈しており、詳細に観察すると粒界近傍のみが塑性変形した γ 粒界延性破壊であることが確認された。X3 鋼では γ 粒界延性破壊が主体であるが、一部粒内延性破壊の混入も認められる。粒界破面からもわかるように再加熱時に γ 粒は粗大化しており、その粒径は X1 鋼で $500 \sim 600 \mu\text{m}$ 、他鋼では約 $300 \mu\text{m}$ 程度であった。Photo. 2 は X2 鋼を 800°C で高歪み速度 ($0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) 変形して破断したときの破面におよぼす加工・熱履歴の影響を示す。変形温度に直接冷却した (a) では低歪み速度変形した Photo. 1 (b) とは異なり、完全な粒内延性破壊を呈している。これに対し、 800°C で 20 min 等温保持した (b) では

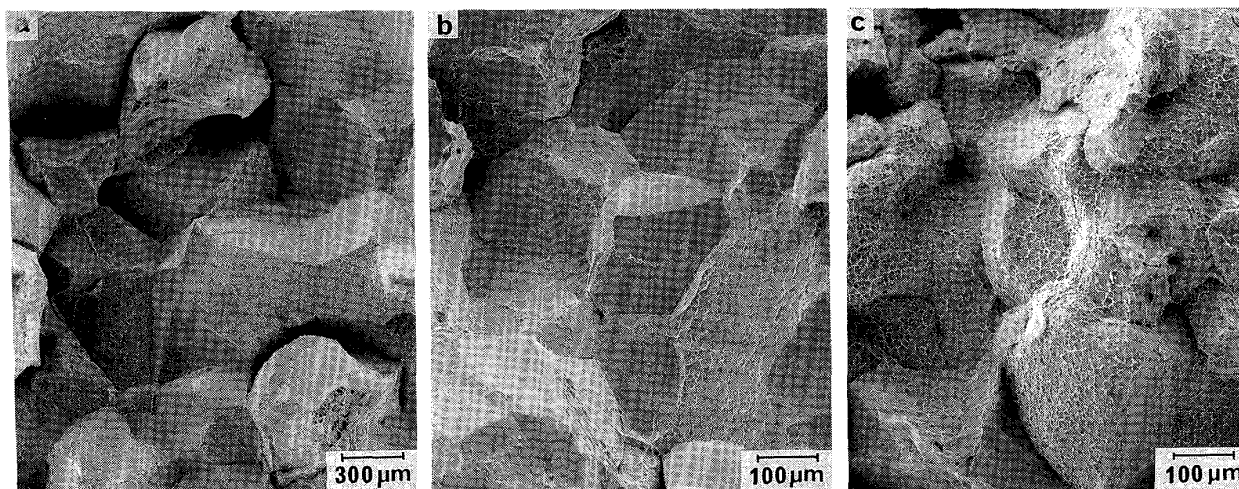


Photo. 1. Fracture surfaces; the specimens, directly cooled to the deformation temperature of 800°C, and fractured at $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The steels and RA are (a) X1, 21%, (b) X2, 14%, and (c) X3, 40%.

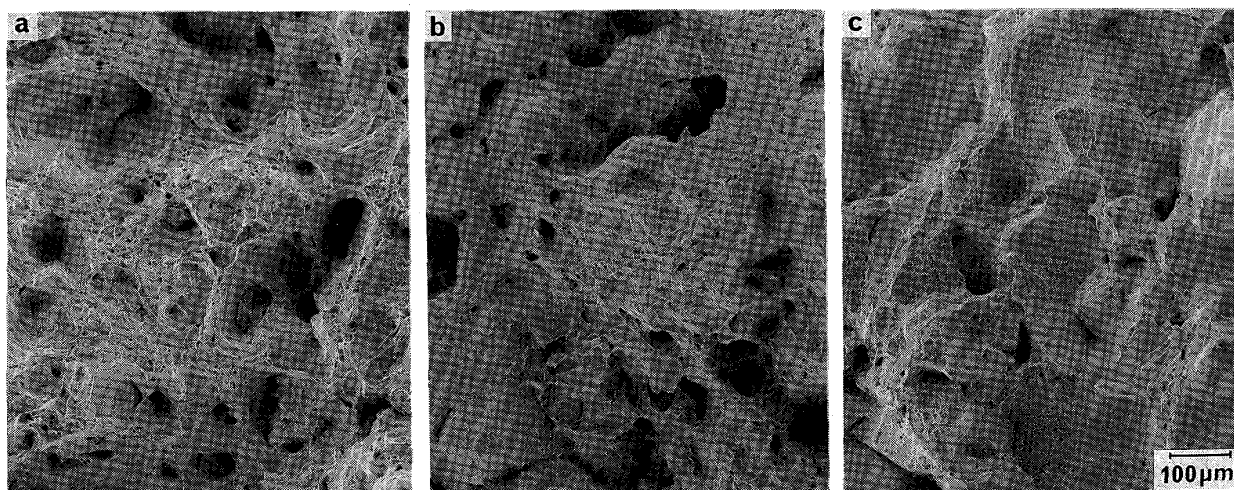


Photo. 2. Effect of thermo-mechanical history on the fracture surface of steel X2 specimens ruptured at 800°C at $\dot{\epsilon}=0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. The prior treatment and RA are (a) none, 68%, (b) held for 20 min at 800°C, 48%, and (c) predeformed to 10% at 800°C at $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and held for 10 min at 800°C, 10%.

粒界破壊の混入も認められるようになり、さらに 800°C で低歪み速度変形によつて 10% の予歪みを与えその後 10 min 等温保持した (c) では粒界破壊が大部分を占めている。このようにいずれの鋼においても高延性を示して破断したものは粒内延性破壊の、低延性を示したものでは γ 粒界破壊の割合が増大する傾向が認められた。

Photo. 3 は X1 鋼を 760°C, $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で 10% 変形, 10 min の等温保持後 760°C で高歪み速度変形して破断した試料の破面と破面近傍のわれを含む組織を示す。われは初析フェライトに沿うものであり、粒界破面上のディンプルは γ 域で変形した Photo. 1 に比べ深

く、したがつて Ar_3 点直下で変形もしくは破断されたものと判断される。

3.3 析出形態

Photo. 4 には破断した X2 鋼の抽出レプリカの TEM 観察結果を示す。800°C で低歪み速度変形して破断した (a) には γ 粒界および粒内にその寸法が数 nm の細かい析出物が多数認められ、これらは STEM-EDX による X 線分析の結果 Nb が認められ NbC 粒子と判断された。このような状況は 800°C, $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で同様に 10% 変形し、その後 10 min の等温保持を行った後に高歪み速度変形して最終破断した (b) でも同様である。ところが 800°C, $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で同様に 10%

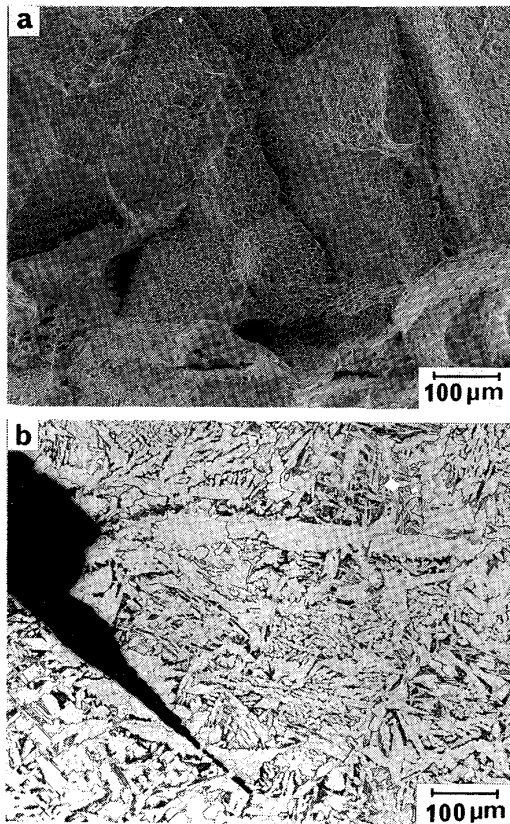


Photo. 3. Fracture surface and microstructure on the longitudinal cross section of Steel X3; the specimen, predeformed to 10% at 760°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min at 760°C, and then fractured at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

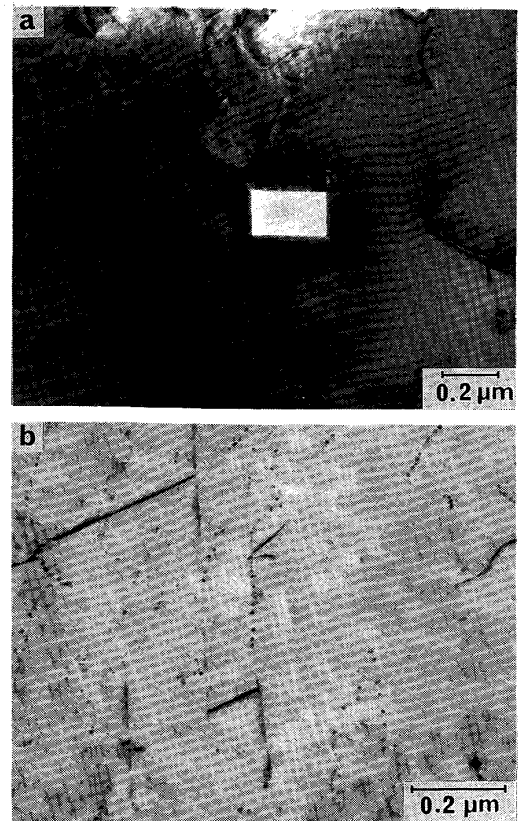


Photo. 5. TEM micrographs showing precipitations of (a) coarse TiN particle and (b) finely lined up NbC particles around coarse TiN particles within the matrices of Ti added steels; (a) Steel X3, predeformed to 10% at 800°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min at 830°C, and then fractured at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, (b) Steel X4, predeformed to 10% at 800°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min at 900°C, and then fractured at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

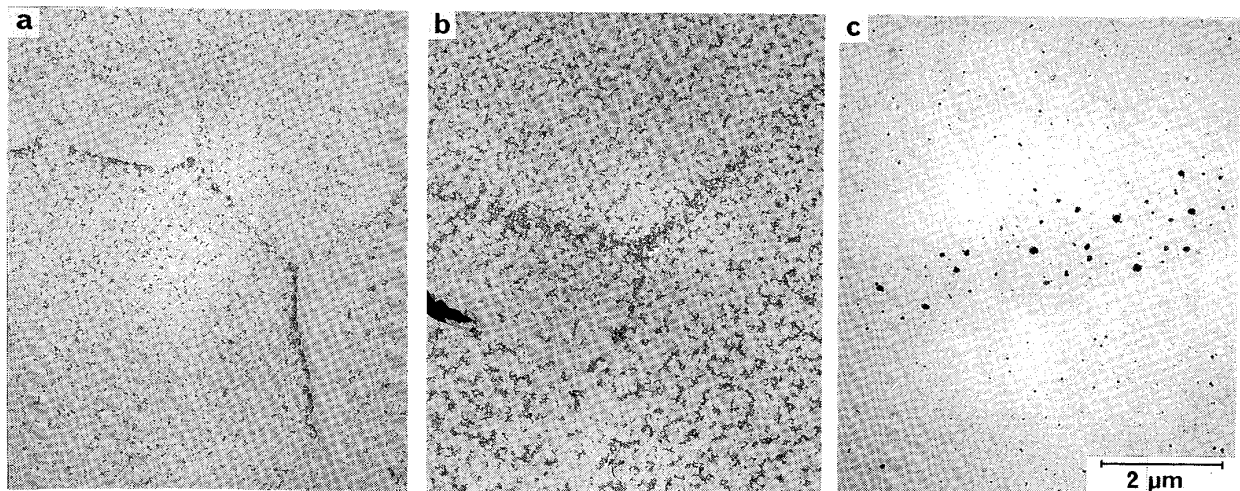


Photo. 4. Extraction replica images of Steel X2 specimens; (a) fractured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ without prior treatment ($RA=14\%$), (b) predeformed to 10% at 800°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min, and then fractured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ($RA=20\%$), (c) predeformed to 10% at 800°C at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, held for 10 min at 1100°C, and then fractured at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ at 800°C ($RA=78\%$).

変形した後 1100°C で 10 min 保持し、 $\dot{\epsilon}=0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ で最終破断した (c) では析出物は桁違いに大きく数十～数百 nm にも粗大化していた。このような炭窒化物の析出形態は X1 鋼における AlN の析出についても同様であった。

一方、微量 Ti を添加した X3 鋼では Photo. 5 (a) に示すような粗大な TiN が認められ、X4 鋼では粗大な TiN に加えて Photo. 5 (b) のような微細な NbC の析出も認められた。

4. 考 察

凝固材のような粗い γ 組織を呈する低合金鋼の低温 γ 域～ γ/α 2 相域における延性は、歪み速度を実連鋳鋼片の曲げ・矯正時のそれに相当する $\sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ と低減することによつて、 γ 粒界延性破壊を伴つて著しく低下する (Fig. 1, Photo. 1)。これは、Nb (X2) 鋼では NbC の⁹⁾¹⁰⁾、Al キルド (X1) 鋼では AlN が¹²⁾ γ 粒内に微細に動的析出して (Photo. 4 (a)) 硬化し、粒界近傍の軟らかい無析出帯に歪みが集中、粒界上への連続的析出物との界面剥離が生じて合体、最終破断に到るためと考えられる⁹⁾。この場合の歪み量が少なく破断に到らなかった場合、低温 γ 域に比較的長時間保持されたとしても上述の析出形態はほとんど変わらず維持される (Photo. 4 (b))。この状態でさらに変形を受けるとその歪み速度のいかにかわらず容易に粒界破壊を起こし (Photo. 2 (c))、予歪みとしての低歪み速度変形を加えなかつた場合に比べ、あるいはその歪み量の増大につれて延性は大幅に低下する (Fig. 3, 5)。もちろん、最終変形時の歪み速度が低ければ、上述の動的析出がさらに助長されるので延性低下はより大きくなるであろう。以上より CC-直送圧延時のわれは圧延に先立つ曲げ・矯正の低歪み速度変形時の炭窒化物の動的析出が主原因であると考えられる。

このような低歪み速度変形時に析出した炭窒化物は、その後 $\sim 1000^\circ\text{C}$ 以上に再加熱することによつて著しく粗大化する (Photo. 4 (c)) のでその後の延性低下に対して無害となる。低温 γ 域での直送圧延に相当する高歪み速度変形時の延性低下は Al キルド鋼に対しては N を低域するか微量 Ti 添加によつて粗大な TiN (Photo. 5 (a)) として N を粒内に固定すれば AlN の析出を防止できるので延性は大幅に向上することになる (Fig. 4)。このような微量 Ti 添加の効果は Nb 鋼についても認められ、わずかに 900°C 近辺で若干の延性低下を示すにすぎない。これは AlN による脆化作用が解消され、NbC の効果のみ (Photo. 5 (b)) が残つたためと考え

られ、 900°C の脆化の谷は NbC の動的析出挙動¹⁴⁾によつて定性的に説明される。

しかしながら、低温 γ 域で低歪み速度変形した後の約 750°C 、すなわち Ar_3 点直下の延性低下は微量 Ti 添加によつても防止が困難である (Fig. 4)。この温度域の延性低下は高温域から降温して直ちに変形した場合はほとんど起こらず (Fig. 2)、その前に低歪み速度変形を受けるかしくは 10 min 程度等温保持されて初めて起こる (Fig. 6)。ただし、先行する低歪み速度変形時の歪み量の影響は小さく (Fig. 6)、 γ 域での場合 (Fig. 5) に比べて最終変形前に初析フェライトが析出していることが脆化を起こしやすくしていると考えられる。すなわち、フィルム状の初析フェライトは相対的に軟らかいため、歪み集中しやすいのがその原因と考えられる。この場合のボイド発生の核は実用鋼の程度の純度の鋼では、特に炭窒化物の γ 粒界上への連続析出によらなくても、他にいくらでもあることを本研究結果は示唆している。高温域からこの温度域に降温して直ちに変形した場合は、まだフェライトの析出が始まつておらず、変形が均一に行われ、したがつて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態も局所的には起こり難いので延性低下が少ないと考えられる。

5. 結 論

CC-直送圧延をシミュレートした高温引張試験により 0.15% C-0.4% Si-1.3% Mn 鋼における直送圧延時のわれ発生機構と条件を検討し、以下の結果を得た。

(1) 圧延に相当するような高歪み速度変形によつてはいずれの温度 ($600 \sim 1100^\circ\text{C}$) においても延性低下は認められず、その前に低温 γ 域で低歪み速度変形することによつて初めて脆化する。破壊形態は γ 粒界延性破壊である。

(2) 脆化温度域は約 750°C の Ar_3 点直下から低温 γ 域にわたり、特に含 Nb 鋼では約 1050°C まで大きく広がる。

(3) γ 域の脆化は低歪み速度変形時に NbC や AlN などの炭窒化物が γ 粒内に微細に動的析出して粒内が硬化し、その後の高歪み速度変形時に粒界近傍の軟らかい無析出帯に歪み集中して粒界析出物を起点としてボイドが発生、合体して早期破断することによるものであり、CC スラブの横ひびわれ発生機構と酷似している。

(4) したがつて、曲げ・矯正時の温度を上げたり、微量 Ti を添加して N を粗大な TiN として粒内に固定することによつて炭窒化物の動的析出を抑制するか、圧延温度を上げるることによつて炭窒化物の粗大化を図れば、圧延時の延性は大幅に向上する。微量 Ti 添加の効果は

含 Nb 鋼についても認められた。

(5) A_{r3} 点直下の脆化は高温域から降温後直ちに变形した場合は起こらず、 A_{r3} 点直下に保持してフィルム状の軟らかい初析フェライトが析出した後の変形によつて初めて起こる。この脆化は鋼種にほとんどよらず、したがつて成分変更でわれの防止は図れず、圧延温度の変更によるほかはない。

(6) Al キルド鋼と Nb 鋼およびそれらに微量 Ti を添加した鋼について曲げ・矯正温度とその後の圧延温度との組合せにおいて圧延時のわれ発生条件を決定した。

文 献

- 1) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and S. YAMAGUCHI: Trans. ISIJ, **22** (1982), p. 48
- 2) K. YASUMOTO, Y. MAEHARA, S. URA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Technol., **1** (1985), p. 111
- 3) 安元邦夫, 長道常昭, 前原泰裕, 郡司好喜: 鉄と鋼, **72** (1986), S 159
- 4) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO and Y. OHMORI: High Temp. Technol., **4** (1986), p. 13
- 5) G. BERNARD, J. P. BIRAT, B. CONCEIL and J. C. HUMBERT: Rev. Metall., **75** (1978), p. 467
- 6) B. MINTZ and J. M. ARROWSMITH: Metall. Technol., **6** (1979), p. 24
- 7) K. YAMANAKA, F. TERASAKI, H. OHTANI, M. ODA and M. YOSHIHARA: Trans. ISIJ, **20** (1980), p. 810
- 8) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. ISIJ, **22** (1982), p. 181
- 9) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., **62** (1984), p. 109
- 10) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: Trans. JIM, **25** (1984), p. 160
- 11) J. R. WILCOX and R. W. K. HONEYCOMBE: Metall. Technol., **11** (1984), p. 217
- 12) G. A. OSINKOLU, M. TACIKOWSKI and A. KOBYLANSKI: Mater. Sci. Technol., **1** (1985), p. 520
- 13) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1367
- 14) I. WEISS and J. J. JONAS: Metall. Trans., **10A** (1979), p. 831