

討11

低合金連铸铸片の表面疵発生機構

— 金属組織学的検討 —

住友金属工業株式会社 中央技術研究所 前原泰裕, 安元邦夫, 大森靖也
和歌山製鉄所 友野 宏

1. 緒言

連铸と熱間圧延の直結化を阻害する主原因はその過程で生ずる表面疵であり、その防止には高温延性と組織変化との関係の系統的な理解が不可欠である。すなわち、凝固・冷却過程の高温変形中には熱活性化過程に基づく種々の組織変化が起こるので、それらとの関連において高温延性について議論せねばならない。本研究はかかる観点から低合金鋼の高温延性を支配する因子と脆化機構を基本的に解明しようとするものである。

2. CCスラブの横ひびわれ

2.1 高温延性に影響をおよぼす因子と破壊形態

CCスラブの横ひびわれは主として铸片表面の歪および歪速度が1~2%, $10^{-4}s^{-1}$ と見積られる¹⁾湾曲型連铸機の曲げあるいは矯正時に発生し、従来、(1)変形中の炭素化合物の析出が γ の再結晶を抑制して γ 粒界破壊を促進する効果^{2), 3)}、(2)炭素化合物の γ 粒界析出^{3), 6)}、および(3) γ 粒界上のフィルム状初析フェライトへの歪集中と炭素化合物の γ 粒界析出に着目した脆化機構^{3), 6)}が提案されている。しかしこれらのモデルでは実験事実と矛盾する点もあり、炭素化合物の動的析出による粒内強化にも注目して低温 γ - α/γ 2相域における低歪速度変形時の脆化機構について検討した^{7), 8)}。

Alキルド鋼やNb鋼を高温加熱後低温 γ - α/γ 2相域で低歪速度変形すると γ 粒界延性破壊(Photo.1)を伴って延性が著しく低下する(Fig.1)。低延性を示して破断した試験片の破断部近傍にはAlNやNbCの γ 粒界連続析出と粒内微細析出が認められる。Photo.2には低合金鋼と同様な脆化挙動を示すNb添加オーステナイト鋼におけるNbCの析出形態を示す。粒界上への比較的粗い粒子の連続析出と粒内への動的微細析出および粒界に沿うPFZ (precipitation free zone)が認められた。このような炭素化合物の粒内への動的微細析出は実铸片表層部にも認められ(Photo.3)、その微細分散によって著しい硬化を生じる。Fig.2にはAlキルド鋼とNb鋼の強度差の温度変化を示すが、700℃と800℃にそのピークが認められる。いずれもNbCの微細析出によるものであり、前者は α/γ 相界面析出により $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を抑制して硬い γ の量を増す効果であり、後者は γ 粒内への動的析出によるものである。 γ 粒内への動的析出による効果はNbCの場合に顕著であるが、AlNについても同様に認められている⁹⁾。

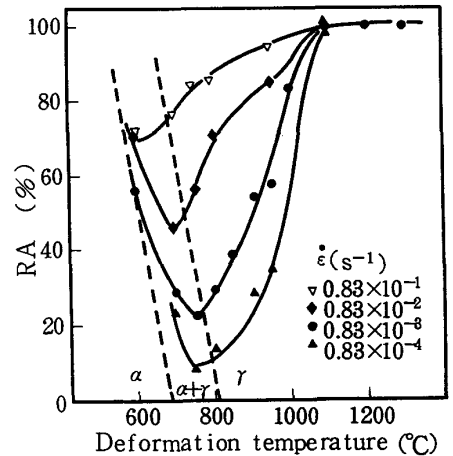


Fig.1. Variation of RA with deformation temperature at various strain rates in Nb steel deformed after solution treatment at 1300°C.¹³⁾

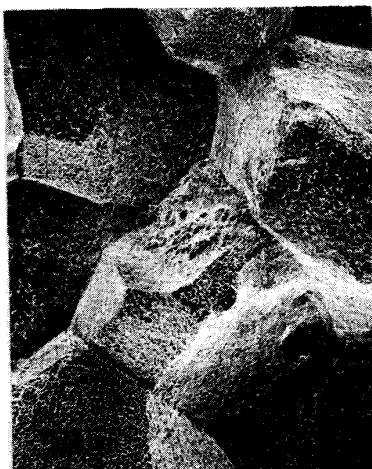


Photo.1. Fracture surface of Nb steel deformed at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-3} s^{-1}$.

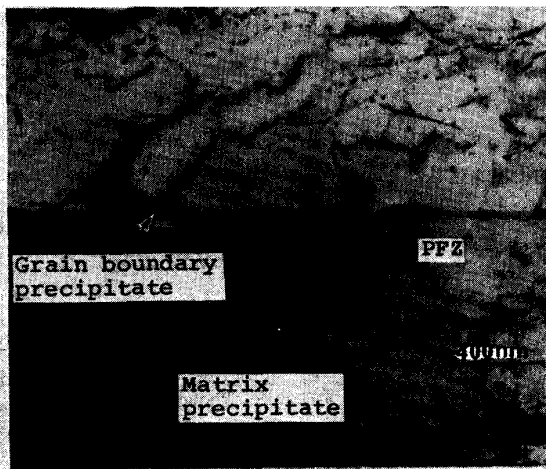


Photo.2. TEM micrograph of 19%Cr-10%Ni-0.3%Nb steel fractured at 800°C at $\dot{\epsilon} = 0.83 \times 10^{-4} s^{-1}$.⁸⁾

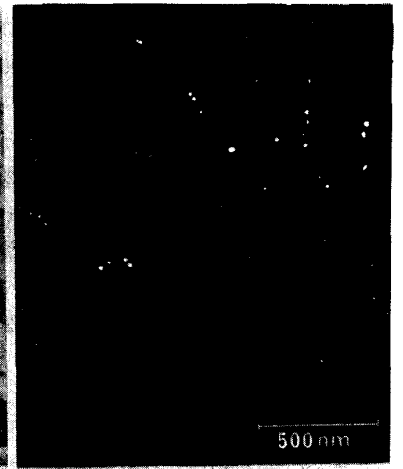


Photo.3. TEM micrograph showing dynamic precipitation of NbC in commercial Nb containing steel slab.

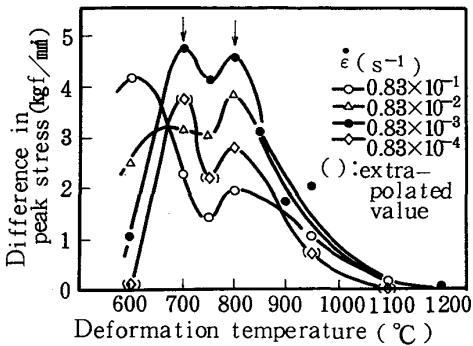


Fig. 2. Variation of difference in peak stresses between Al-killed and Nb steels with deformation temperature at various strain rates.⁷⁾

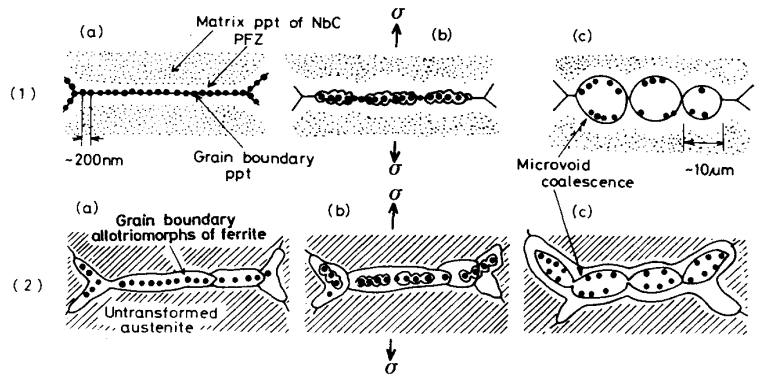


Fig. 3. Schematic illustrations showing intergranular microvoid coalescence by deformation in (1) low temperature γ region and (2) α/γ duplex phase region.⁷⁾

2.2 熱間脆化機構

以上の結果より脆化機構について考える。粒界延性破壊を生ずるには粒界析出のみでは不十分であり、粒界析出物とマトリックスとの界面剝離によってマイクロポイドを生じねばならず、それには粒界近傍への歪集中が必要となる。すなわち粒内が相対的に硬く、粒界近傍に軟い層が必要となる。 α/γ 相域の現象は山中⁵⁾や鈴木³⁾が報告しているように変形中に γ 粒界に析出する初析フェライトがその役割を担うことになる (Fig. 3(2))。一方 γ 域においてはPhoto. 2に見られたようなPFZに歪が集中するとすれば現象を矛盾なく説明できる (Fig. 3(1))。なお、粒界破壊を起こす場合の延性は結晶粒径の逆数に比例して増大する¹⁰⁾ので、もし変形中に再結晶が起って結晶粒が細くなれば延性は向上すると考えられるが、Nb無添加鋼においてもこのような再結晶による結晶粒の微細化は認められなかった。実鋼片ではさらに結晶粒が粗大であること、スラブ表面にかかる歪が極めて小さいことを考えると炭窒化物の動的析出による動的再結晶抑制作用に粒界われの原因を求めようとする考え方に無理があることがわかる。

3. 熱間圧延中の表面われ

3.1 Sによる脆化

高温延性におよぼすSの影響についてはよく調べられ、鈴木らは再溶融後の高歪速度変形において粒界破壊を伴って著しい脆化を招くことを示している³⁾。一定温度以上に再加熱した後の変形においてもFig. 4に示すように広い温度範囲で著しい脆化を生じ、S量の増加に伴って脆化の谷は深くなる。このような脆化条件においてはその脆化度に応じて強度上昇があることも注目される。これはPhoto. 4に示すような硫化物の粒内析出によるものであり、析出形態はNbCのそれ (Photo. 2) と類似しており、全く同様な脆化機構 (Fig. 3(1)) を適用することができる。粒界脆化破面にはPhoto. 5に示すように粒界延性と粒界剝離の2種類があり、後者はPFZへの歪集中を待たずとも破断した結果と考えられ、Sの粒界偏析が加担しているものと考えられる。

このような脆化は歪速度を下げることによって容易に回復する (Fig. 5)。これは硫化物の凝集粗大化によって硫化物の動的析出を生じなくなるからに他ならない。脆化を示す歪速度の領域が炭窒化物のそれと大きく異なるのはその析出速度の差によるものであり、動的微細析出した硫化物がFe-richであったことも一致する。

3.2 C-C直送圧延時のわれ

上述のSによる脆化は通常の連続鋳造のような冷却速度下では硫化物が凝集粗大化するので直送圧延時のわれの直接原因とは考えにくい。そこで前述のスラブ曲げ、矯正時の炭窒化物の析出挙動との関連において検討を加えた。すなわち、Photo. 2, 3のような析出形態が維持される限り歪速度を上げて延性はやはり低下することがわかった (Fig. 6)。したがって直送圧延時のわれの原因も炭窒化物の析出に起因していることがわかる。

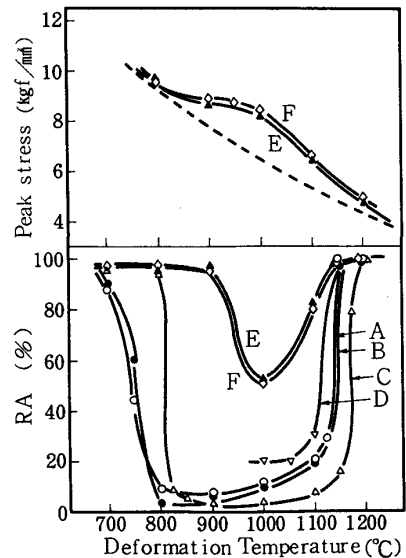


Fig. 4. Variation in tensile properties with deformation temperature and sulfur content in 0.05% C steels deformed at 800°C at $\dot{\epsilon}=2.3 \text{ s}^{-1}$ after solution treatment at 1350°C.¹³⁾ Compositions; A: 0.27Mn-0.011S, B: 0.19Mn-0.012S, C: 0.14Mn-0.016S, D: 0.12Mn-0.010S, E: 0.22Mn-0.004S, F: 0.18Mn-0.006S.

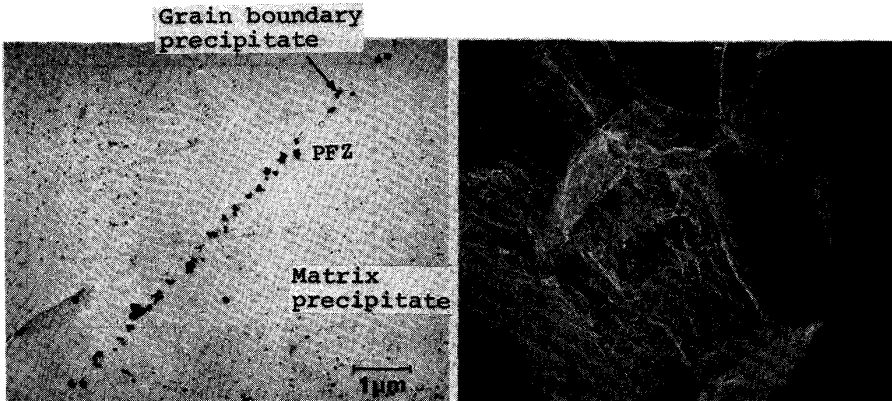


Photo.4. Sulfide precipitation in steel B deformed at 1100°C at $\dot{\epsilon}=2.3 \text{ s}^{-1}$, after solution treatment at 1350°C (RA=15%).¹³⁾

Photo.5. Fracture surface of steel B solution-treated at 1350°C and deformed at 1000°C at $\dot{\epsilon}=2.3 \text{ s}^{-1}$ (RA=19%)¹³⁾; (a)ductile intergranular fracture, (b)intergranular decohesion.

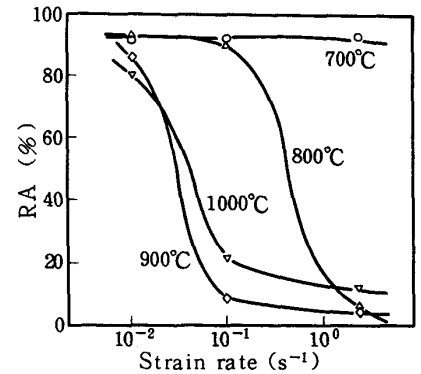


Fig.5. Variation in RA with strain rate in Steel B deformed at various temperatures at $\dot{\epsilon}=2.3 \text{ s}^{-1}$ after solution treatment at 1300°C.¹³⁾

4. 凝固鋼の高温延性に及ぼすCの影響

CCスラブおよびその直送圧延時のわれはC含有量に大きく依存し、実用鋼では0.1~0.15%域でわれ感受性が極大をとる。高温延性のC依存性は再加熱後の引張試験では現われず凝固・冷却中の組織変化との関連で議論せねばならない。

Morozenskii¹⁵⁾以来包晶反応に伴う不均一凝固にその原因を求めようとする研究はあるが、少なくとも凝固が完了した後のわれにはその考え方は適用できない。そこで、かかるわれがいずれも γ 粒界破壊である点に着目して γ 粒成長挙動との関連において高温延性におよぼすCの影響について検討した¹⁶⁾。 γ 粒界われと密接に關係する γ 粒径は問題のC域で最大となり延性は極小を示すことが明らかとなった(Fig. 8)。これは凝固冷却中の γ 粒成長が γ 粒界移動を阻止する δ 相や液相といった第2相が消失したとたんに急激に起こり(Fig. 7)、その温度(γ 単相化温度)が問題のC域で高くなっていることによる。このような γ 粒成長挙動は包晶凝固に伴う不均一凝固¹⁷⁾とも密接に關係し、問題のC域での粒成長は鑄型内での抜熱低下によってより助長されるであろう。

ところが、Fe-C系で γ 単相化温度が最大となる0.18%Cと実用鋼においてわれ感受性が極大となる0.1~0.15%C域とはかなりずれている(Fig. 8(c))。

この原因はMn等の第3元素の影響によると考えられたので主な元素についてその影響を調べ、それらによって上述の差をほぼ説明できることを明らかにした¹⁷⁾。実鑄片においては、変態時の応力等さらに複雑な因子が作用しているものと思われる。

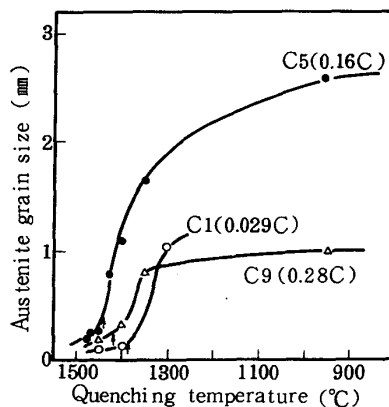


Fig.7. Effect of C content on grain growth of γ phase during continuous cooling of 0.8% Mn steels;specimens remelted at 1580°C, cooled to given temperatures at a rate of 0.28°Cs⁻¹ and then quenched into water.¹⁶⁾

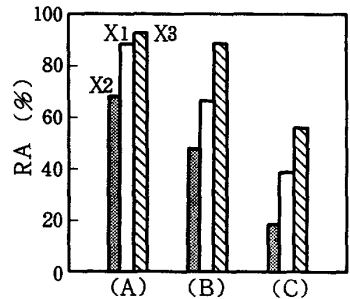


Fig.6. Effect of thermo-mechanical history on RA in Al-killed(X1), Nb(X2) and Ti containing Al-killed(X3) steels fractured at 800°C at $\dot{\epsilon}=0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. The pretreatments are:(A)none, (B)held at 800°C for 20 min and (C)10% deformed at 800°C at $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.¹⁴⁾

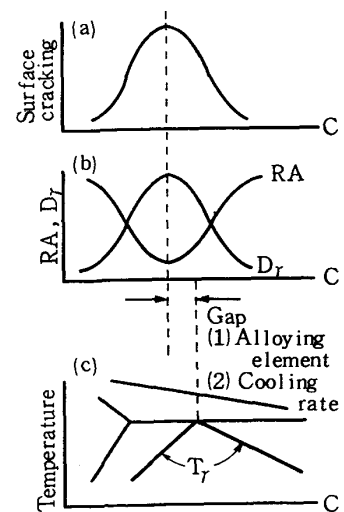


Fig.8. Schematic illustrations showing C dependences of surface cracking frequency, γ grain size (D_γ) and ductility, and their relation to the γ completion temperature (T_γ).

5. 熱間脆化防止対策について

以上の知見より熱間脆化防止対策について考える。熱間脆化はいずれも γ 粒界破壊を伴って生ずるものであり、 γ 組織の制御が重要である。Cは γ 粒成長挙動を通じて高温延性を支配する代表的な元素であり、¹⁶⁾成品の性質との関連においてその他の第3元素の効果をも考慮したC等量を用いるなどによりかなりの脆化防止が可能となろう。¹⁸⁾同一成分系において γ 組織を微細にするには高温 γ 域での急冷が有効であるが、約1300℃までに γ 粒成長はほぼ完了してしまうので、凝固初期すなわち通常の連铸機では铸型周辺の冷却制御が重要になることになる。この場合凝固殻にかかる変態応力との関連において湯面近傍の緩冷却との組み合わせなどさらに詳細な検討が必要となろう。

また上述のように連铸々片のわれは、粗大 γ 組織を有する状態に炭窒化物の析出が絡んで生ずる場合が多いので、その析出防止によって延性の向上を図ることができる。それには析出域を避けて操業することが最も手っ取り早いのが、制約が多く十分な効果を発揮するのは困難である。化学成分の変更によってももちろん対策がとれる。例えば延性を害するNを低減したり、微量Tiを添加してNを粗大TiNとして粒内に固定すれば少なくともAlNの析出を防止できるので有効である。しかしながら、連铸々片のわれが最も多発しやすいNb鋼については抜本策がない。そこでスラブ矯正時にNbCの動的析出を生じないように、それまでに固容Nbを極力粗大NbCとして固定しておく方法について検討した。^{11,12)}超徐冷に相当するような処理を行えば炭窒化物は粗大化して目的は達せられるが時間がかかりすぎて現実的でない。しかし冷却過程でスラブ表面部に軽加工を行うと現象が著しく加速されて延性が大きく向上することがわかった(Fig. 9)。このような場合NbCは著しく粗大化しており(Photo. 6)、微細NbCの動的析出(Photo. 3)は大きく抑制される。この方法は硫化物の析出に対しても有効であり、Photo. 7に示すように冷却中に軽加工を行った薄スラブ表面にはその後の高歪速度曲げ試験において全くわれを生じなかった。¹²⁾

6. まとめ

以上述べてきたように低合金鋼における高温延性を支配する因子と脆化機構およびその防止法については実験室的な金属組織学的観点からはかなり明らかとなってきた。このような知見はスラブ矯正¹⁹⁾やオシレーションマーク等の表面粗さの影響を理解するにも有用と考えられ、新しいプロセスの開発にも役立つと考えられる。いずれにしてもスラブわれの完全防止を図るには各方面からの総合的な検討が必要なこととは言うまでもない。

参考文献

- 1) W.T.Rankford:Met. Trans.,3(1972),1331. 2) G.Bernard et al.:Rev. Met.,75(1978),467. 3) 鈴木ら:鉄と鋼,65(1978),2038. 4) B.Mintz and J.M.Arrowsmith:Met. Tech.,6(1979),24. 5) K.Yamanaka et al.:Trans. ISIJ,20(1980),810.
- 6) C.Ouchi and K.Matsumoto:Trans. ISIJ,22(1981),181. 7) Y.Maehara and Y.Ohmori:Met. Sci. Eng.,62(1984),109. 8) Y.Ohmori and Y.Maehara:Trans. JIM,25(1984),160. 9) G.A.Osinkolu et al.:Met. Sci. Tech.,1(1985),520. 10) Y.Ohmori and T.Kunitake:Met. Sci.,17(1983),325. 11) 前原ら:鉄と鋼,72(1986),S164. 12) 安元ら:鉄と鋼,72(1986),S165. 13) K.Yasumoto et al.:Met. Sci. Tech.,1(1985),111. 14) 中井ら:鉄と鋼,71(1985),S1054. 15) L.I.Morozenskii et al.:Sthlin Eng.,4(1965),272. 16) Y.Maehara et al.:Trans. ISIJ.,25(1985),1045. 17) 杉谷,中村:鉄と鋼,65(1979),702. 18) 安元ら:鉄と鋼,72(1986),S159. 19) 前原ら:鉄と鋼,71(1986),S161. 20) 前原,友野:鉄と鋼,71(1985),S1017

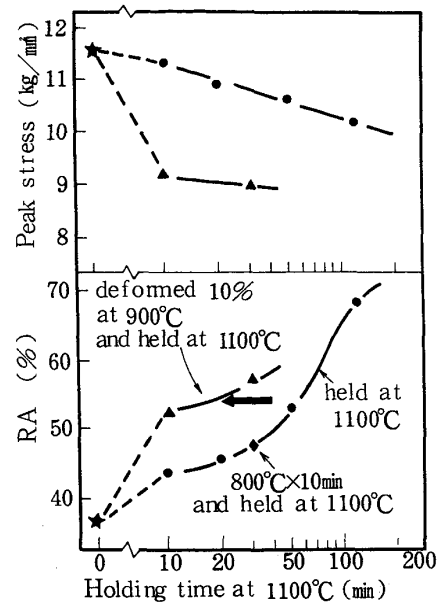


Fig.9. Tensile properties of Nb steel after various thermo-mechanical treatment.¹¹⁾

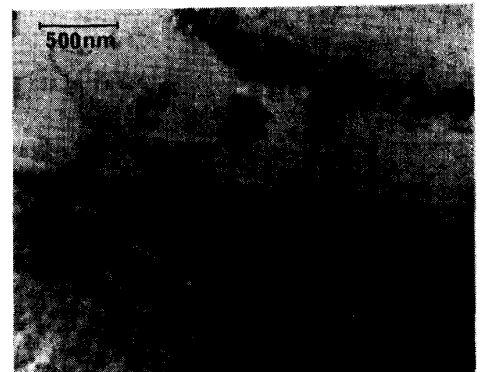


Photo.6. Coarsening of NbC particles; specimen predeformed to 10% at 900°C, held for 5 min at 1200°C and then fractured at 800°C at $\dot{\epsilon}=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.¹¹⁾

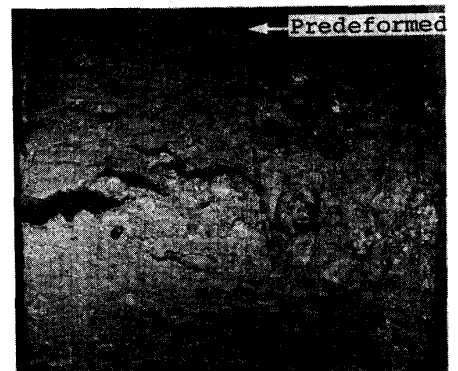


Photo.7. Prevention of cracking by the predeformation (right side). As-cast low C-Mn steel thin slab was bent at $\dot{\epsilon}=3.6 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ at 950°C.¹²⁾