

論 文

鋼の 700~1 300°C における間欠引張変形
による応力緩和と高温延性前原 泰裕*・友野 宏*²・大森 靖也*

Stress Relaxation and Hot Ductility of Steels in Intermittent Tensile Deformation at Temperatures from 700 to 1 300°C

Yasuhiro MAEHARA, Hiroshi TOMONO and Yasuya OHMORI

Synopsis:

In order to understand the effects of straightening points of continuous caster on the surface cracking susceptibility of the slabs, stress relaxation during hot deformation of low alloy steel austenite and austenitic steels has been studied by means of intermittent tensile testing at temperatures ranging from 700 to 1 300°C. The processes of deformation to given strains at a slow strain rate of $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and subsequent stress relaxation for 3 min were repeated. Stress relaxation is largely suppressed by lowering the deformation temperature especially in Nb steels because of the dynamic precipitation of NbC. Although the carbonitride precipitates nucleating dynamically can grow into considerably coarser particles in the subsequent relaxation process, the dynamic precipitation introducing the ductility loss can occur in the next deformation. Thus the ductility in the intermittent deformation is completely the same as in the continuous deformation, indicating that increasing the straightening points will enhance the dynamic precipitation because of lowering the average strain rate, resulting in significant enhancement effect on the surface cracking frequency. While at higher temperatures, since the stress relaxation can occur much easily, the multi-point straightening could give considerable improvement effect on internal cracking which is usually formed at temperatures close to the solidus.

Key words: hot deformation; continuous casting; hot ductility; low alloy steel; dynamic precipitation; stress relaxation.

1. 緒 言

湾曲型連続鋳造機におけるスラブの矯正は、一点矯正から多点矯正へと移行し、最近連続矯正すら提案されている¹⁾。このような指向はスラブにかかる応力をできるだけ分散させて矯正に伴うスラブ品質の劣化を防止しようとするものであるが、材料の脆化の観点からは疑問も多い。すなわち矯正点間で熱活性化過程に基づく復旧過程が十分起こり、応力状態が変形前に戻るならば歪み分割の効果が期待できるが、矯正点間の応力緩和現象について十分検討されているわけではない。今低温 γ 域での変形を考えた場合、もしそのような応力緩和が十分起こらなければ、矯正点数によつて全歪み量は変わらないので、矯正点数の増加が単に平均の歪み速度を低下させ、それによつて炭窒化物の γ 粒界および粒内への動的析出

が加速され γ 粒界破壊を伴うわれ感受性がいつそう高まることも考えられる^{2)~5)}。

そこでスラブ矯正を想定した γ 域から γ/α 二相域にかけての低歪み速度変形過程における応力緩和現象を調査し、金属組織学的観点からスラブ矯正方法のもつ意味について検討することにした。

2. 実 験

供試材の化学成分を Table 1 に示す。A 鋼は Al キルド鋼、B 鋼は Nb 含有鋼であり、C、D 鋼は γ 域の組織変化を直接観察するために Ni を 30% 添加したオーステナイト鋼であり、D 鋼には Nb を添加してある。E 鋼は γ/α 二相域の状況を再現するために特に用意した δ/γ 二相ステンレス鋼であり、約 1 300°C 以下で δ -フェライトマトリックス中に γ 相が島状に分散する組織を呈

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987) 6 に掲載

昭和 61 年 8 月 12 日受付 (Received Aug. 12, 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)和歌山製鉄所 pH. D (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of the materials used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N	Others
A	0.18	0.33	1.54	0.015	0.005	—	—	0.039	0.0092	—
B	0.21	0.33	1.48	0.020	0.006	—	—	0.038	0.0064	0.047 Nb
C	0.14	0.22	—	0.03	0.004	30.03	—	0.043	0.0006	—
D	0.16	0.22	—	0.03	0.001	30.36	—	0.045	0.0006	0.098 Nb
E	0.02	0.42	0.75	0.032	0.002	6.80	24.53	—	0.154	2.75 Mo

するものである。高周波炉で溶解して得た 50 kg 铸塊を 900°C 以上での熱間鍛造と熱間圧延によって厚さ 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採取した。これを容量 2t のねじ式引張試験機にとりつけた赤外線反射炉中で 1 300°C に 10 min 加熱後, 約 150°C min⁻¹ の冷却速度で 700~1 300°C の所定の温度に降温, NbC 等の著しい析出が起らないように⁶⁾ 均熱化のみの目的で 10 min 等温保持した。その後歪み速度 ($\dot{\epsilon}$) 4×10^{-4} s⁻¹ もしくは 1.6×10^{-3} s⁻¹ で 0.3% ないし 1% の引張変形とそのまま変形を中断して 3 min 等温保持する操作 (以下間欠引張と称する) を累積歪みが約 10% となるまで繰り返し行い, 等温保持中の応力緩和現象について調べた。一部については延性を評価するため破断に到るまでその操作を繰り返して行い, 別に行つた破断まで連続して変形する連続引張変形の場合と比較した。なお連続引張試験は $0.83 \times 10^{-4} \sim 0.83 \times 10^{-1}$ s⁻¹ の範囲で種々歪み速度を変えて行い, その影響についても調べた。

引張試験を終了した試料について, 透過電子顕微鏡 (TEM) によって組織観察を, 破断した試料の破壊形態を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察し, 応力緩和現象及び引張性質との関連について検討した。

3. 実験結果

3.1 応力-歪み曲線

A 鋼と B 鋼を 900°C において 1% 変形し, その後 3 min 応力緩和させる操作を繰り返して行つたときの応力-歪み, 時間曲線の例を Fig. 1 に示す。このような試験を種々の条件について行つた。B 鋼と A 鋼を 1 300°C において 0.3% 変形し 3 min 保持する操作を繰り返して行つたときの応力-歪み曲線を連続変形の場合と併せて Fig. 2 (a) と (b) にそれぞれ示す。1 300°C での累積歪み (ϵ) が 1% あたりまでは両鋼の応力は変形後の等温保持によつてほぼ完全に緩和し, このような挙動が A 鋼では 2% を超えるまで続くが, Nb を添加した B 鋼では早期に緩和率が減少するようになり応力レベルは累積歪みの増大とともに上昇し, 連続変形時のそれに近づくようになる。このような応力緩和現象は温度の低下とともに起こりにくくなり, 1 200°C では両鋼ともわ

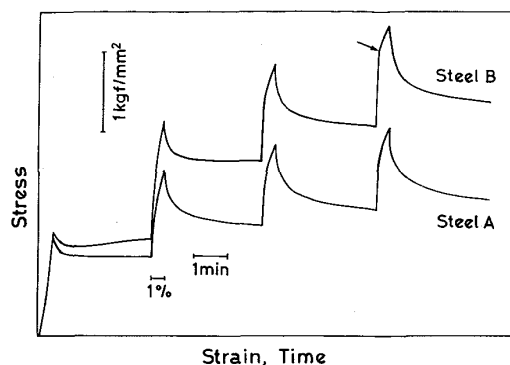
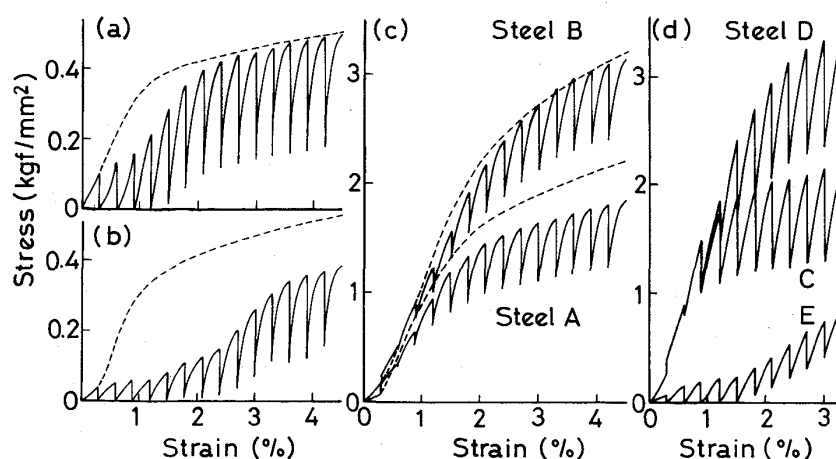


Fig. 1. Examples of stress relaxation test; Steels A and B, deformed at 900°C. An arrow shows bending in the curves.

ずかに 1 回の変形 ($\epsilon=0.3\%$) までしか 100% の応力緩和は起こらなかつた。1 050°C では 3 min の保持中の応力緩和は ϵ が小さい場合でも 100% 起こることはできなくなり, 応力レベルは ϵ の増大につれて上昇し, Nb を添加した B 鋼では連続変形のそれを上回る傾向すら認められた。900°C では Fig. 2 (c) に示すようにこの傾向は顕著であり応力緩和はさらに起こりにくくなる。700°C に降温すると Nb 鋼ではさらにこの傾向が強まり応力緩和はほとんど起こらなくなるが, Nb を添加しない A 鋼では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進むため 900°C までとは様子が異なり, むしろ連続変形時の応力レベルに比べてかなり低くなつていた。1 回当たりの歪み量を 1% と増した場合も類似の現象が観察された。Fig. 2 (d) には Ni を 30% と添加した C, D, 及び δ/γ 二相ステンレス鋼である E 鋼を 900°C において同様に 0.3% 変形しては 3 min 保持する操作を繰り返して行つたときの結果を示す。C 鋼と D 鋼における応力緩和現象の温度依存性は A 鋼, B 鋼の場合と $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が関与する 700°C を除いて同様であり, Nb を添加した D 鋼の応力レベルが C 鋼よりも全温度域で高く, その差は 900°C 近辺でより顕著であつた。これらに対し, δ -フェライトマトリックス中に γ 相が島状に分散した組織を呈する E 鋼での応力緩和は極めて起こりやすいことがわかる。なお E 鋼の $\epsilon \geq 2\%$ において応力レベルが徐々に増大する傾向が認められるが, これは $\delta \rightarrow \gamma + \sigma$ の共析反応に伴つて δ 相が減少し, γ 相が母相になつて行く過程に対応するもの



Solid : Intermittent deformation
Broken : Continuous deformation

Fig. 2. Stress-strain curves by intermittent and continuous deformation. Procedures of 0.3% straining at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and stress relaxation for 3 min were repeated isothermally. (a) Steel B, 1300°C, (b) Steel A, 1300°C, (c) Steels A, and B, 900°C, and (d) Steels C, D and E, 900°C.

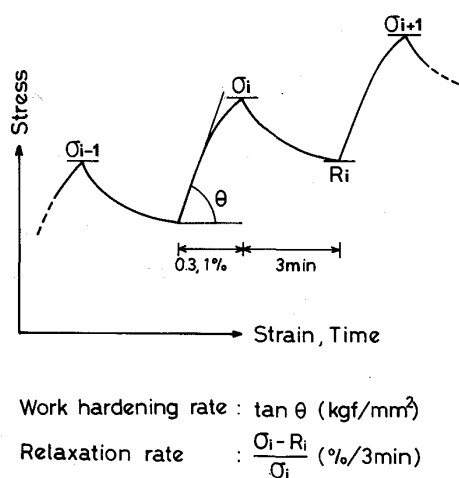


Fig. 3. Definitions of work hardening rate and stress relaxation rate.

であり⁷⁾, 本研究において本質的ではない。

3.2 加工硬化と応力緩和

Fig. 1 に例示したような応力-歪みあるいは応力-時間曲線より, 間欠引張変形のそれぞれの変形初期の加工硬化率及び i 番目の変形を終了した時点の応力レベル σ_i に対する $i+1$ 番目の変形を開始する直前の応力レベル R_i との差を σ_i で除したものを応力緩和率として求めた。それぞれの定義を Fig. 3 に示す。なお加工硬化率は通常塑性変形域に対して定義されるものであるが, 高温変形においては弾性応力が小さいので弾性域と塑性域の区別が困難であり, 本論文では便宜上見かけの加工硬化率として上記を定義することにした。Fig. 1 において変形の回数を増すと荷重-歪み曲線の立ち上がりすなわち加工硬化率が増しているのは, 塑性変形による歪み蓄積の効果が入っているからに他ならない。このようにして求めた加工硬化率と累積歪み量 (ϵ) との関係をも A, B 及び C 鋼と D 鋼を $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で 0.3% 変

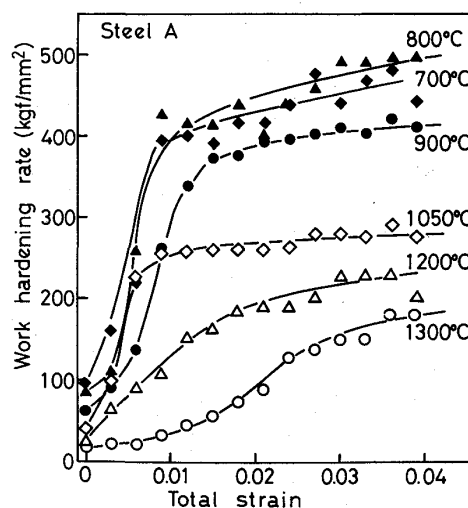


Fig. 4. Variation of work hardening rate with total strain in Steel A. Strain and strain rate in each deformation are 0.3% and $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

形しその後 3 min 応力緩和させた場合についてそれぞれ Fig. 4, 5, 6 に示す。加工硬化率は ϵ の増加に伴って増大し, その後飽和する傾向がいずれの鋼のいずれの変形温度においてもみられる。加工硬化率は変形温度の上昇につれて減少するが Nb を添加していない A 鋼の 700°C と 800°C では逆転している。また A, B 鋼に比し Ni を 30% 添加した C, D 鋼の値がかなり高くなっており, その値は 1200°C 以上の高温域ではほとんど変わらないが, 1050°C 以下の低温域では Nb 添加によって大きくなっている (A と B 及び C と D 鋼の比較)。

同様に, A, B 及び C 鋼と D 鋼についての応力緩和率と累積歪みとの関係をそれぞれ Fig. 7, 8, 9 にまとめた。1200°C 以上では ϵ の小さいところで大きな応力緩和が起こり, 1300°C ではいずれの鋼も $\epsilon \approx 1.5\%$ まではほとんど 100% の応力緩和が起こりその後 ϵ の増

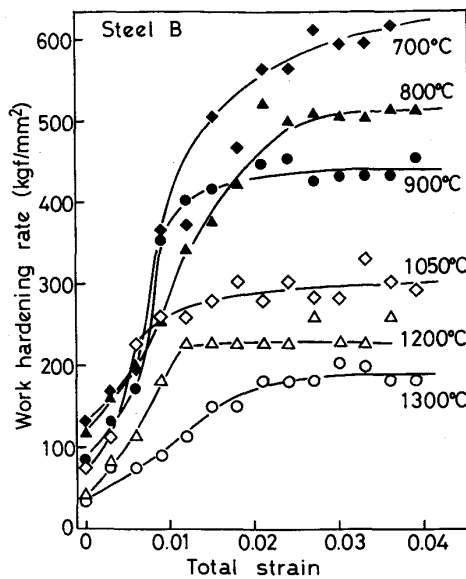


Fig. 5. Variation of work hardening rate with total strain in Steel B. Strain and strain rate in each deformation are 0.3% and $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

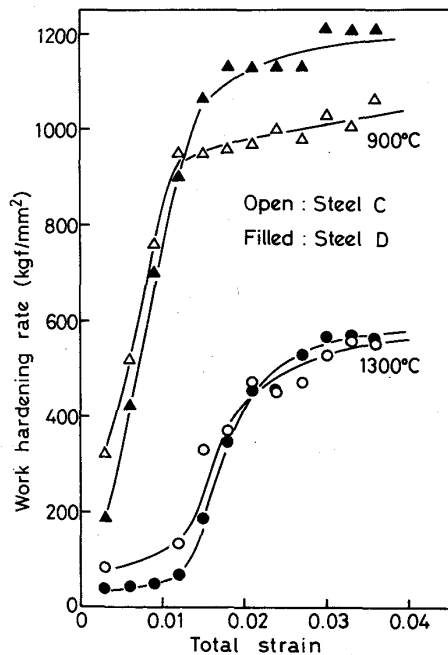


Fig. 6. Variation of work hardening rate with total strain in Steels C and D. Strain and strain rate in each deformation are 0.3% and $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

加に伴って減少している。これに対し、1050°Cではその値は ϵ によつてほとんど変わらず、900°C以下では高温域とは逆に ϵ の増大につれて応力緩和が起りやすくなり、 ϵ が1%を越えて飽和する現象が見られる。このような応力緩和は変形温度の上昇につれて起りやすくなる。またNb添加の影響も大きく、特に低温域においてはAよりもB、CよりもD鋼の応力緩和率が小さく

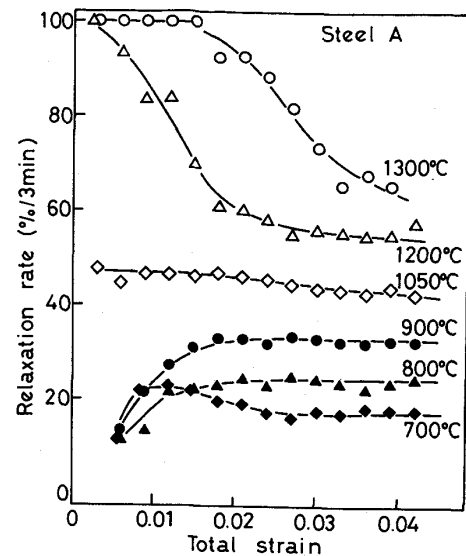


Fig. 7. Variation of relaxation rate per holding for 3 min with total strain in Steel A.

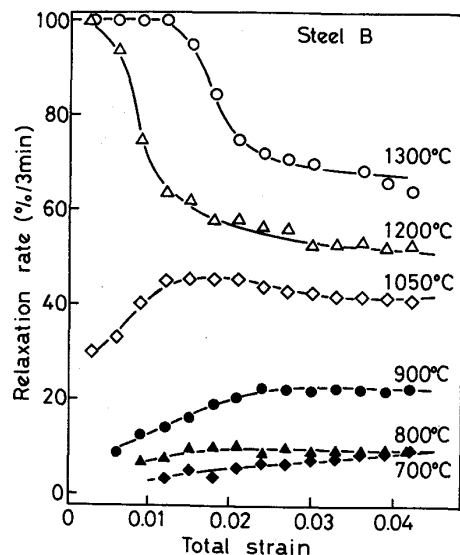


Fig. 8. Variation of relaxation rate per holding for 3 min with total strain in Steel B.

なっている。A、B鋼よりもNiを30%添加したC、D鋼の応力緩和率が高くなる傾向も認められる。

3.3 高温延性に及ぼす歪み速度及び間欠変形の影響

Fig. 10にはA、B鋼を750°Cと850°Cにおいて変形したときの引張性質に及ぼす歪み速度の影響を示す。断面収縮率(RA)で示す延性はA、B両鋼とも歪み速度の低下によつて低下しており、強度も低下している。またRAはA鋼よりもB鋼の方がやや低い程度で大きな差はないが、強度差は著しい。γ域である850°Cでの強度差はNbCの動的析出に起因するものと考えられ、750°Cでは加えて変形中の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態も影響してい

ると考えられる. すなわち A 鋼を 750°C で変形したときに強度の歪み速度依存性が著しく高くなっているのは, 低歪み速度域でより $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進み, 強度の低い α 量が増加したことによつて現象が助長されたためと考えられる. 次に間欠引張変形の影響であるが, 図中に黒ぬりのマークで示すように, 引張性質は変形中の歪み速度にのみ支配され途中で変形を中断してもその影響はないことがわかる.

Photo. 1 には, B 鋼を 750°C と 850°C において $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で引張破断したときの破面を間欠引張変形の場合と対比させて示す. すなわち, Photo. 1(a), (c) は上述の歪み速度で破断まで連続して引張つた場合であり, (b), (d) は 1% の変形をした後 3 min 保持して応力緩和させる操作を破断まで繰り返して行つた場合である. 破面はいずれも γ 粒界破壊を呈しており,

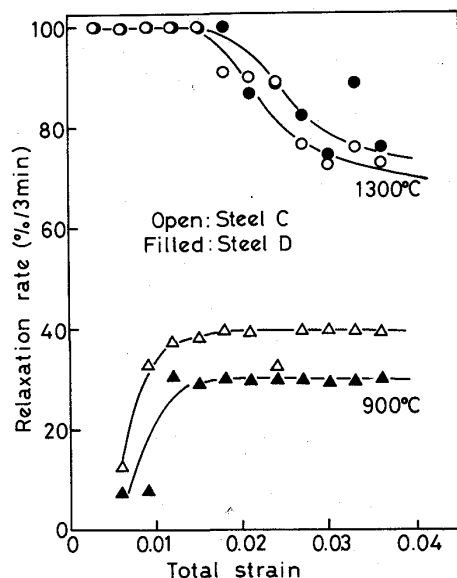


Fig. 9. Variation of relaxation rate with total strain in Steels C and D.

詳細に観察すると粒界近傍のみが塑性変形した粒界延性破壊であることが確認された. そのディンプルの深さは 750°C 変形の場合の方が深くなっている. しかしながら, 連続引張と間欠引張とで破壊形態に差は認められない.

このような引張性質の歪み速度及び温度依存性は少なくとも D 鋼の 1000°C 以下の変形時において, A, B 鋼と同様に認められた.

3.4 組織観察

室温までオーステナイト組織を呈する C, D 鋼について応力緩和試験を終了した試験片及び連続変形して破断した試験片より薄膜を採取し, 透過電子顕微鏡 (TEM)

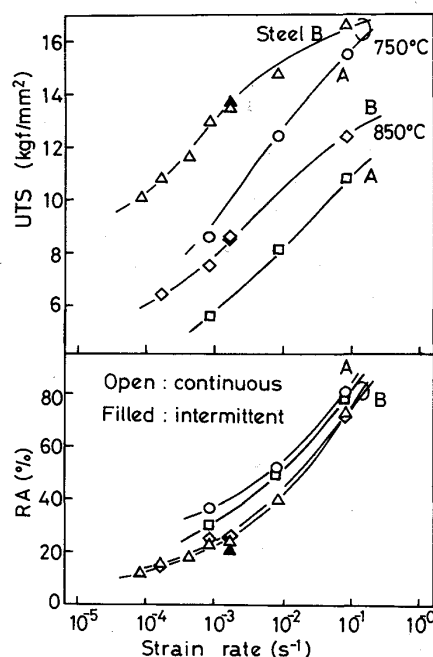


Fig. 10. Effect of strain rate on tensile properties in Steels A and B deformed at 750 and 850°C . Filled mark specimens were deformed to 1% and then relaxed for 3 min, and this procedure was repeated until final fracture occurred.

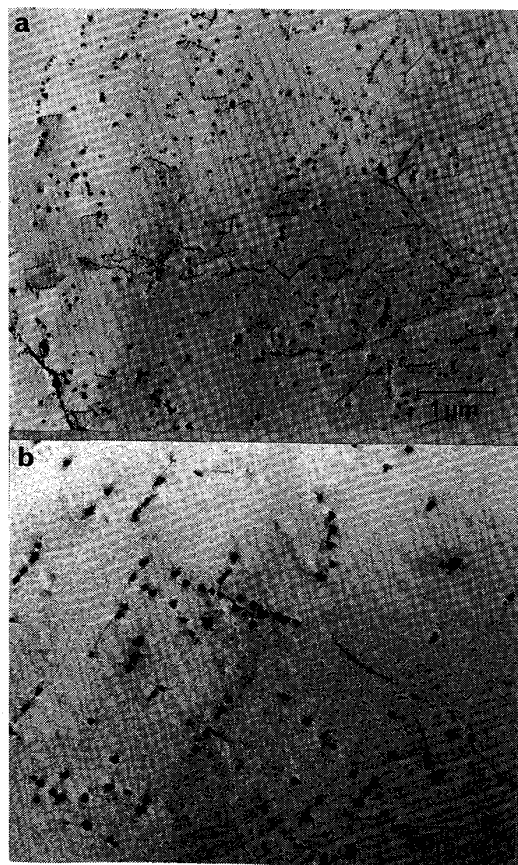


(a), (c): Deformed continuously

(b), (d): The procedure of 1% deformation and subsequent relaxation for 3 min was repeated until final fracture occurred

Photo. 1. Fracture surfaces of Steel B specimens deformed at $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ at (a), (b) 850°C , and (c), (d) 750°C .

によつて組織を観察した。900°C 近辺で変形した D 鋼では連続あるいは間欠引張変形のいかんを問わず NbC と思われる析出物が多数観察された。D 鋼を 900°C で変形したときの観察結果の一例を Photo. 2 に示す。連続変形によつて $\dot{\epsilon}=4\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ で破断まで等温変形し 29% の破断伸びを示した Photo. 2 (a) では 20~30 nm の析出物が多数観察され、それらは転位線上に列を成して生成しているかもしくは、転位とは関係なく列状に連なっている。これに対し、 $\dot{\epsilon}=4\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ で 0.3% 変形しその後 3 min 応力緩和させる操作を 12 回繰り返す (累積歪み量にして 3.6%) 行つた Photo. 2 (b) では析出物が 60~70 nm と連続変形の場合に比べて 3 倍程度大きく、しかもそれらはやはり列状をなしているものの転位とは独立しているものが多い。これらの析出物は制限視野電子線回折によつて NbC であることが確認された。



(a): Continuously deformed at $\dot{\epsilon}=4\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ until final fracture occurred (total strain was 29%)
 (b): The procedure of 0.3% deformation at $\dot{\epsilon}=4\times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ and subsequent relaxation for 3 min was repeated 12 times (total strain was 3.6%)

Photo. 2. TEM micrographs showing NbC precipitates in Steel D specimens deformed at 900°C.

4. 考 察

4.1 加工硬化率と応力緩和率の累積歪み及び温度依存性と Nb 添加の影響

間欠引張開始直後の加工硬化率は累積歪み (ϵ) の小さいところでは小さくその後徐々に増加して飽和する現象が見られた (Fig. 4~6). 一方応力緩和率は高温域では最初大きく、その後徐々に減少する、また低温域では最初小さくその後上昇してそれぞれ一定値に漸近的に近づくようになる。これらの値の温度による変化はともかく、 ϵ 依存性を議論する場合、その金属組織学的な議論に入る前にまず、試験機の系全体の温度がどの程度一定に保持できたかについて把握しておく必要がある。例えば最高加熱温度である 1 300°C に加熱した場合、試験片の温度はその温度に到達していても治具を含む回りの温度は多かれ少なかれ平衡には達しておらず、試験中に徐々に上昇しながら定常状態に近づいていくと思われる。この場合治具周辺は試験の初期には試験片を圧縮することになるので見かけの応力緩和は起こりやすくなり逆に加工硬化は小さく見えるはずである。他方 1 300°C から低温域に降温した場合治具周辺の降温は試験片のそれよりも遅れるので、上述とは逆の現象が起こるであろう。すなわち、変形初期には引張方向に力が働くことになるのみで見かけの応力緩和率は小さく、加工硬化率は大きく見えることになる。事実、A 鋼において一部行つた試験前の保持時間を 30 min に延長した試験において 10 min 保持した場合に比べてより早期にそれぞれの値が一定値に近づくことが確認された。したがって今回のような試験の場合、特に応力緩和率については議論を ϵ に対する漸近値に限定すべきと考えられる。

このような温度不均一の効果も考慮しても加工硬化率は変形初期には著しく小さく ϵ の増大につれて上昇しその後飽和するのはまちがいない。この加工硬化率の ϵ 依存性は変形に伴う転位密度の上昇によるものと考えられ、変形の中期以後には特に等温保持中に回復による復旧過程が働くのでそれらが平衡して一定値に近づくものと考えられる。 $\epsilon=0.04$ ではほぼ飽和値に達したと判断される加工硬化率の変形温度に対する変化を Fig. 11 にまとめた。A 鋼の 700°C 変形の場合を除いていずれも温度の上昇につれて加工硬化率は減少している。このような温度依存性は低温程蓄積された歪みが解放されにくく、加えて AlN や NbC の動的析出がそれを助長するためと考えられる。また加工硬化率が Ni を 30% 添加した C, D 鋼で著しく高いのは Ni の固溶が関係しているものと思われるが、詳細は不明である。

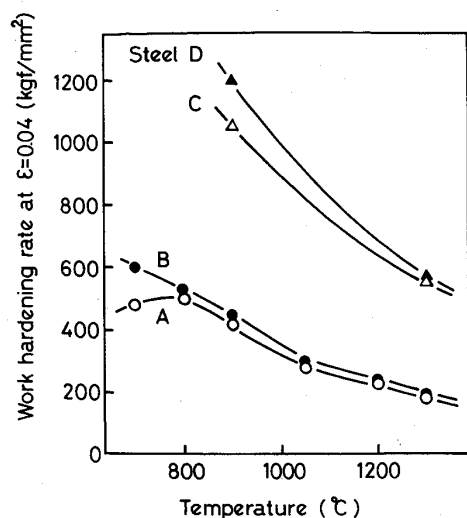


Fig. 11. Variation of work hardening rate with temperature, deduced from the data in Figs. 4-6. The specimens were deformed to 0.3% at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and then relaxed for 3 min, and this procedure was continued repeatedly.

同様に $\epsilon = 0.04$ でとつた応力緩和率を变形温度に対して Fig. 12 にまとめた。応力緩和は回復現象によるものであり、高温ほど起こりやすくなるが 1300°C においても 100% の緩和は起こり得ないことがわかる。

次に加工硬化率と応力緩和率に及ぼす Nb 添加の影響について考える。B, D 鋼において 1300°C に加熱した時点では Nb は完全に固溶していると考えられるが、約 1000°C 以下の变形中には NbC として析出を開始する⁸⁾。連続して变形した場合、NbC は導入される転位を核として微細に動的析出し (Photo. 2(a)), 材料の粒内強度を高め粒界破壊を誘発して著しい脆化を招く²⁾³⁾⁵⁾。このようにして核生成した NbC 粒子は变形の進行中に徐々に成長する一方、新たに導入された転位を核として続々と生成し、その結果転位はその動きを著しく抑制されるので応力緩和が起こりにくくなる (Fig. 12)。この傾向はより微細に分散析出する低温域でいつそう著しくなる。ところが間欠引張变形の場合は等温保持中に析出物の粗大化が助長されるので合計 3.6% 变形した Photo. 2(b)の方が 29% 連続变形した Photo. 2(a)よりも数倍粗大化していると考えられる。しかしながら Photo. 2に見られるような析出物の他に新たな核生成が引き続いて起こる限りは材料の硬化と脆化は誘発され続けるであろう。加工硬化率が NbC 添加によつてほとんど影響を受けないのは、それが塑性变形の少ない領域のものであり (Fig. 3), NbC の動的析出による効果が小さいためと考えられる。塑性变形後の応力緩和は NbC が析出していてもある程度起こる。事実、応力緩

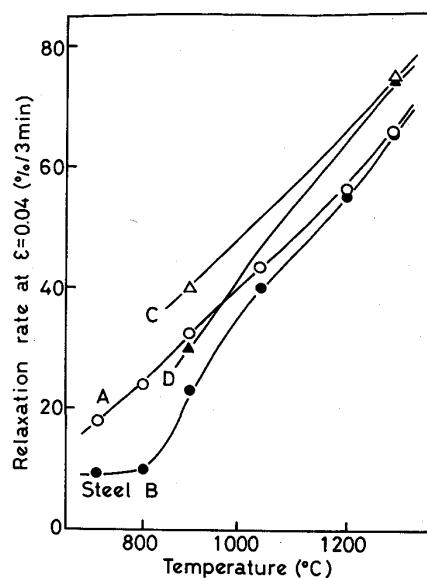


Fig. 12. Variation of relaxation rate per 3 min at total strain of 0.04 with deformation temperature, deduced from the data in Figs. 7-9. The specimens were deformed to 0.3% at $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and then relaxed for 3 min, and this procedure was continued repeatedly.

和させた後の TEM 観察によつて多くの転位が NbC 粒子から離脱していることがわかった (Photo. 2)。間欠引張变形において、 i 番目の变形終了時の応力 σ_i はその前の最高到達応力 σ_{i-1} (Fig. 3) までは歪みに対して直線的に上昇するが Fig. 1 に矢印で示したようにその後勾配がゆるやかとなつて徐々に加工硬化するようになる。このように応力-歪み曲線に折れ曲がりが生ずる現象は、Nb 添加鋼を NbC が動的析出する条件下である程度の累積歪みを蓄えた後の变形時に顕著に観察された。このことと上述の NbC 粒子からの転位の離脱現象とが密接に関係しているものと思われる。すなわち、応力緩和中に転位は NbC 粒子より一旦離れるが、その後の变形によつて再び応力緩和前の状態に戻るのであろう。そして再び動的析出が再開しゆるやかな加工硬化が始まるものと考えられる。

最後に A 鋼において 700°C の加工硬化率が 800°C のそれよりも小さくなり、その温度依存性が逆転する現象であるが、これは变形中に γ よりも軟い α 相が析出、増加することによる。したがって連続变形よりも時間がかかる間欠变形の方が著しく強度レベルも低くなり他の場合と異なる。このことは δ 相を母相とする E 鋼において著しい応力緩和が見られた結果 (Fig. 2(d)) によつても支持されるものである。

4.2 高温延性に及ぼす間欠変形の影響

高温延性は温度の他、特に低温 $\gamma \sim \gamma/\alpha$ 二相域では歪

み速度の影響を大きく受け、歪み速度を通常の湾曲型連铸機のスラブ矯正時のそれに相当する $\sim 10^{-4} \text{s}^{-1}$ へと低下させることによって著しく低下する (3・3)。この現象はスラブに発生する表面疵と密接に関係し、Al キルド鋼では AlN の⁴⁾、Nb 鋼では NbC の²⁾³⁾ 動的微細析出によつて粒内が硬化し粒界析出物を起点として粒界延性破壊を起こす (Photo. 1) ことに起因するものである。このような脆化現象は変形中の歪み速度が同じであれば間欠変形しても変わらない (Fig. 10)。これは次の二つの理由によると考えられる。すなわち、4・1 で述べたように、(i) 変形を中断してもその間の応力緩和は極めて起こりにくく、歪み分割の効果が得られないこと、及び (ii) 変形中断中に先に動的析出していた炭窒化物粒子は徐々に粗大化するが、材料の硬化と脆化を招く微細析出物の動的析出が継続して起こることによる。したがつてスラブ矯正時の歪み分割を狙った多点矯正化は、全歪み量が同じである限り表面疵の防止に対して意味のないことがわかる。そればかりか、多点矯正化によつて変形時の平均歪み速度が低下することになるので材料の脆化はいつそう加速され、表面疵は多発することになる。ただし $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を促進させて応力緩和を起こりやすくし、さらには初析フェライトの厚さを増すことによる脆化の緩和はある程度期待できる^{2)3)5)9)~13)}。しかし変態しやすい Al キルド鋼でも 700°C では不十分であり、目的を達するにはさらに矯正温度の低温化が必要となる。

歪み分割の効果は温度を上げることによつても増大する (Fig. 12) が、1300°C では 100% の応力緩和は起こらず、少なくともそれ以上に温度を上げる必要がある。これらについてはさらに検討を要するが、凝固点直下では十分な応力緩和が起これらと思われるので内部われの防止には多点矯正化の効果が期待できるであろう。

5. 結 論

低合金鋼、Ni を 30% 添加したオーステナイト鋼及び δ -フェライトが母相となる δ/γ 二相ステンレス鋼を用いて 1300°C 加熱後 700~1300°C で一定の歪みを与えた後 3 min 応力緩和させる間欠引張変形を行い、変形時の加工硬化と応力緩和現象を調べ、高温延性との関連について検討した。(1) 加工硬化率は累積歪み量 (ϵ) の増加とともに上昇し、その後飽和する。もちろん変形温度に大きく影響され、動的回復ないしは応力緩和中に回復が起こりやすい高温ほどその値は小さくなる。(2) 応力緩和率の温度依存性も大きく、低温域では応力緩和率が小さく、1300°C でも例えば 0.3% 変形後の 3 min

保持中のそれは少なくとも累積歪みが数%を越えた範囲では約 60% と比較的小さい。(3) 応力緩和は低温域においては Nb 添加によつて著しく抑制される。これは NbC の動的析出による転位移動のピン止め作用によつて説明される。ただし間欠変形では変形時に生成した微細 NbC がその後の保持中に成長する過程が含まれるので観察される NbC 粒子は通常の連続変形の場合に比べて数倍以上粗大である。(4) 初期加工硬化率は塑性変形が少ない領域のものであり、動的析出の効果が小さいので Nb 添加の影響をほとんど受けない。(5) ただし Al キルド鋼での 700°C 変形では間欠引張によつて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が助長されるので低温 γ 域よりも加工硬化率は小さく、応力緩和率は大きくなる。(6) 低温 $\gamma \sim \gamma/\alpha$ 二相域の延性は変形時の歪み速度に大きく依存し、歪みを分割しても変わらない。これは間欠変形であつても材料の脆化を招く微細炭窒化物が破断まで継続して動的析出し、かつ応力緩和を著しく抑制することによると考えられる。(7) したがつてスラブ矯正における矯正点数の増加は、全歪み量を一定にして変形中の平均歪み速度を下げるので炭窒化物の動的微細析出を促進し、表面疵を多発させることになる。(8) 高温域での応力緩和は起こりやすいので歪み分割の効果が期待できる。したがつて、凝固点直下のわれである内部われの防止には多点矯正化が有効と考えられる。

文 献

- 1) A. VATERLAUS: Concast Technology News, **22** (1983), p. 4
- 2) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., **62** (1984), p. 109
- 3) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: Trans. Jpn. Inst. Met., **25** (1984), p. 160
- 4) G. A. OSINKOLU, M. TACIKOWSKI and A. KOBYLANSKI: Met. Sci. Technol., **1** (1985), p. 520
- 5) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO and Y. OHMORI: High Temp. Technol., **4** (1986), p. 13
- 6) A. le BON, J. ROFES-VERNIS and G. ROSSARD: Met. Sci., **9** (1975), p. 36
- 7) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: The Sumitomo Search, No. 31 (1985), p. 147
- 8) I. WEISS and J. J. JONAS: Metall. Trans. A, **10** (1979), p. 831
- 9) K. YAMANAKA, F. TERASAKI, H. OHTANI, M. ODA and M. YOSHIHARA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), p. 810
- 10) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and S. YAMAGUCHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 48
- 11) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 181
- 12) J. R. WILCOX and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Technol., **11** (1984), p. 271
- 13) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1367