

© 1985 ISIJ

32%Mn 非磁性鋼の低サイクル疲労挙動に及ぼす C, N の影響

論文

柴田 浩司*・岸本 康夫*²・藤田 利夫*

The Effects of C and N on Low Cyclic Fatigue Behavior of 32%Mn Nonmagnetic Steels

Koji SHIBATA, Yasuo KISHIMOTO and Toshio FUJITA

Synopsis :

The effects of carbon and nitrogen on the low cyclic deformation behavior of high manganese nonmagnetic steels have been investigated at a constant total strain amplitude ranging from 0.8×10^{-2} to 2.0×10^{-2} in ambient air by using 32% manganese steels containing up to 0.3% carbon and to 0.3% nitrogen. The trend toward fatigue softening in the steels was generally smaller than that of austenitic stainless steels, and the steels with a very low nitrogen content showed a saturation state of stress amplitude response exhibiting no fatigue softening after initial fatigue hardening, whereas the steel strengthened by the addition of 0.3% nitrogen showed remarkable softening from the early stage of the cyclic deformation. Even in the steel containing 0.3% nitrogen, an increase in strain amplitude decreased the degree of the softening and produced the saturation state. Dislocations configuration tends to be planar in the specimens showing the softening and cellular in the specimens showing the saturation state. The softening and the associated planar dislocations configuration could be qualitatively interpreted by assuming the existence of solid solution strengthening by some complexes between interstitial and substitutional atoms and the breakdown of the complexes during the cyclic deformation.

1. 緒 言

近年、核融合炉、超電導発電機などの大型強力超電導磁石構造材として使用される極低温用高強度鋼の開発が必要とされている^{1)~5)}。こうした極低温用鋼の多くは、静的強度、靱性、電気的・磁氣的性質、熱的性質等にすぐれていることのほか、疲労に対しても強いことが要求される^{6)~8)}。しかし極低温用鋼の疲労に関する研究は、寿命測定を中心としたものを除いて最近になつて少しずつ行われるようになった程度で報告例も少ない^{6)~8)}。とくに低サイクル疲労における繰返塑性変形挙動に関する研究はほとんど報告がみられない。

オーステナイト系極低温用鋼の強度を上げようとする場合、もつとも普通に考えられる方法はNあるいはCの添加である。著者らはすでにオーステナイト (γ) 系ステンレス鋼の室温における低サイクル疲労挙動を調べ、NあるいはCとくにNを添加して強化した鋼ほど大きな疲労軟化を示すこと等の知見を得、前報¹⁰⁾で報告した。その際、疲労軟化は全歪み一定試験においては疲労寿命を延ばす方向に作用し、応力一定試験においても寿命に

対してそれほど大きな悪影響を及ぼさないことを示した。しかし、疲労軟化が生じることは、せつかく強化した材料の強度が低下することにもなるので、疲労軟化する鋼を実際に使用する場合に、この現象を無視することはできないものと考えられる。

一方、極低温用構造用鋼の一つとして注目されている高 Mn 非磁性鋼の疲労挙動に関する報告は、極低温はもちろん室温におけるものも従来ほとんど見あたらない。そこで、本研究では高 Mn 非磁性鋼の室温における低サイクル繰返塑性変形挙動とりわけ疲労軟化に及ぼす N, C の影響について調べた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

Table 1 に供試鋼の化学組成を示す。鋼 L, 鋼 C, 鋼 N はそれぞれ C, N 無添加鋼, C 添加鋼, N 添加鋼で、高純度原料を用いて実験室的に真空溶解したものである。17 kg の鋼塊を 1473K に加熱し、熱間鍛造・圧延により 13×13 mm の棒あるいは 13 mm 厚の板にした。溶体化処理 (1313K×2 h, 1473K×1 h あるいは

昭和 59 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 3 月 26 日受付 (Received Mar. 26, 1985)

* 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

*² 東京大学大学院 (現:川崎製鉄(株)) (Graduate School, The University of Tokyo, Now Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steels	C	Mn	Cr	N
L	0.020	31.2	6.94	0.007
C	0.32	31.8	7.01	0.012
N(m)	0.03	31.8	6.50	0.12
N(h)	0.03	31.2	7.51	0.30

Si: 0.5~0.7, P: 0.002~0.006

S: 0.01, Ni: 0.2~0.6, Al: 0.02~0.04

1573K×1h) ののち, 平行部長 10 mm, 直径 5 mm の丸棒試験片を作製し, クロム酸+りん酸液を用いて表面を電解研磨してからは疲労試験に供した. 溶体化処理後の冷却は水冷とした.

2.2 疲労試験

インストロン型試験機を用い, 完全両振りの引張り・圧縮変形を与え, 全歪み振幅一定条件下の繰返変形による応力振幅の変化を観察した. とくに断わらない限り歪みはクロスヘッドの変位を2個の差動トランスにて検出し, 試験片平行部に取り付けられたクリップオンゲージにて長さ方向の変位を測定することによって別に求めた検量線より平行部の歪みを換算して求めた. 歪み速度はおよそ $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ とした.

3. 実験結果

Fig. 1 に 1313K, 2h 溶体化処理材の繰返変形にもなう応力振幅の変化を示す. N添加量が 0.12% の鋼 N(m) では, 疲労軟化がほとんど認められず, N添加量の多い鋼 N(h) では明らかな軟化が認められる. このことからN添加が疲労軟化を促進することがわかる. C添加の効果についてみると, 鋼Cでは疲労軟化が認められない. 前報で, C量を 0.18% とした SUS 310 系鋼では, 溶体化処理温度が低いと疲労軟化をほとんど示さ

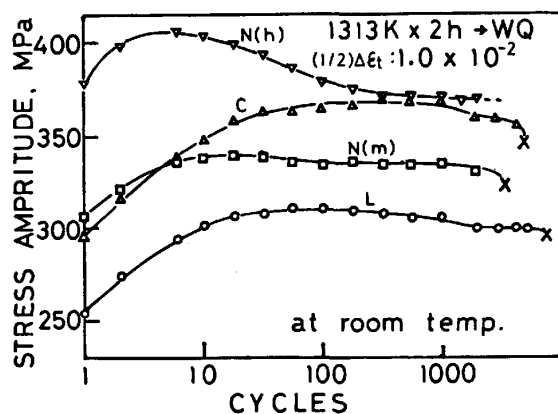


Fig. 1. Stress amplitude response for constant total strain amplitude tests. Specimens were solution treated at 1313 K for 2 h and water quenched.

ないが, 溶体化処理温度を高くして炭化物を固溶させると大きな疲労軟化を示すようになることを見出した¹⁰. そこで 1473K, 1h および 1573K, 1h 溶体化処理材の試験も行った. その結果 Fig. 2 に示すように, 溶体化処理温度が高くなると強度レベルが下がり応力振幅が全体に小さくなるが, 曲線の形に対する溶体化処理温度の影響は小さく, 鋼Cの場合溶体化温度を 1573K にしても疲労軟化は認められないことがわかった.

疲労軟化が生じると各サイクルにおける初期流動応力が著しく低下する. Fig. 3 は鋼Lと鋼 N(h) の1回目と 1000 回目の繰返変形時のヒステリシスループである. この場合歪みは試験片平行部にとりつけたクリップオンゲージにて直接検出した. 各サイクルにおける 0.2% 耐力に相当する点を白丸で示したが, N添加により強化した鋼 N(h) の 0.2% 耐力が 1000 回の繰返変形

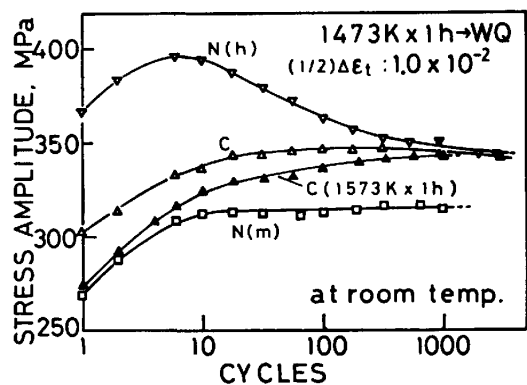


Fig. 2. Stress amplitude response for constant total strain amplitude tests. Specimens were solution treated at 1473 K or 1573 K for 1 h and water quenched.

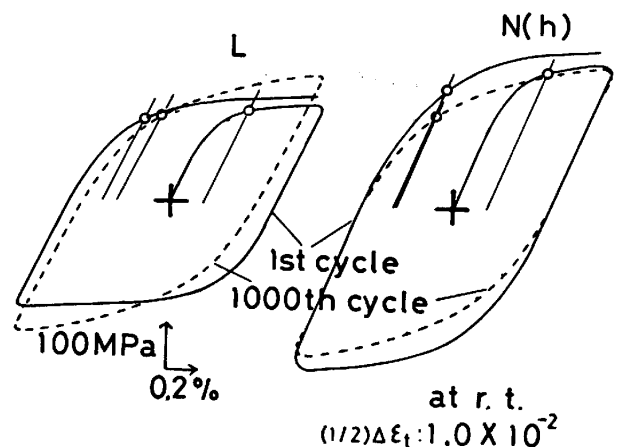


Fig. 3. Hysteresis loops of steels L and N(h) solution treated at 1473 K for 1 h. Small circles show the 0.2% flow stress during the tensile deformation of each cycle.

後には、C, N 無添加材である鋼 L の 0.2% 耐力とほぼ同じレベルにまで低下してしまうことがわかる。

Figs. 1, 2 では全歪み振幅が 1.0×10^{-2} のみの結果を示したが、本研究では 0.8×10^{-2} から 2.0×10^{-2} の範囲で全歪み振幅を変化させて疲労挙動を観察した。その結果、繰返し数が 10 回付近という非常に少ないところから明瞭な疲労軟化を示したのは鋼 N(h) のみであった。鋼 N(m) も疲労軟化を示すが程度はあまり大きくない。鋼 N(h) でも歪み振幅を大きくしていくと、Fig. 4 に示すように疲労軟化が抑制され、50 サイクル付近から応力振幅はほとんど一定となり、いわゆる飽和状態となる。Fig. 4 から本研究の実験範囲で歪み振幅が小さくなるほど、初期の疲労硬化の大きさが減少しつつ観察される軟化の程度が大きくなることがわかる。

繰返変形材の微視組織を透過電子顕微鏡で観察したところ、大きな繰返軟化が生じている段階での転位は平面状配列あるいはからみ合いの程度がセルの場合より少ないいわゆる帯状配列となり、飽和状態にある場合の転位

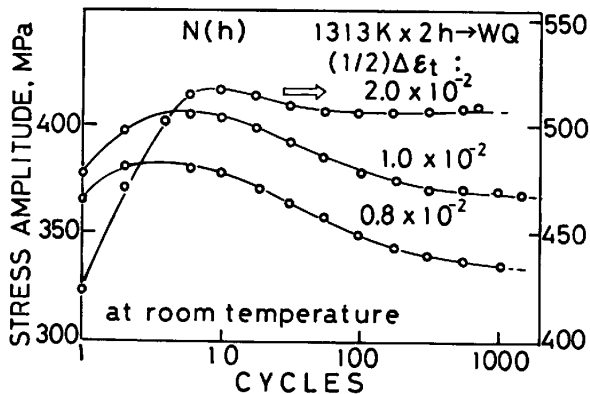


Fig. 4. The effect of the total strain amplitude on the stress amplitude response of steel N(h).

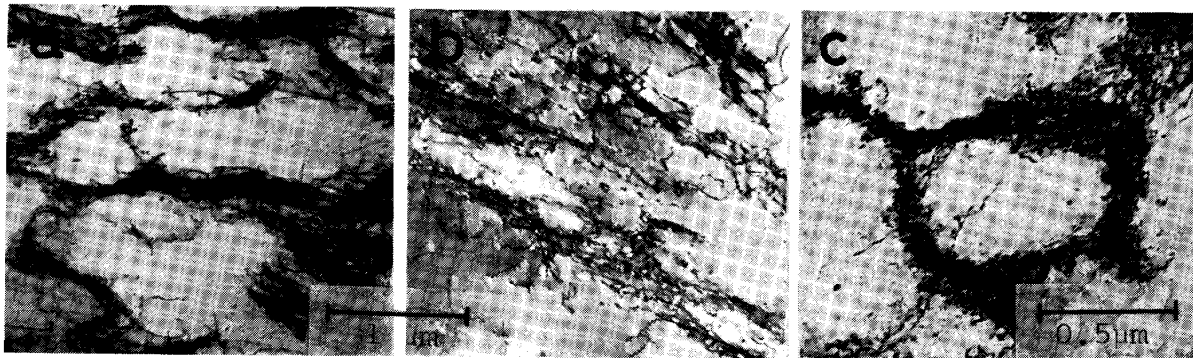


Photo. 1. Electron microscopic micrographs of steels C and N(h) solution treated at 1473 K for 1 h. (a) and (b) are for steels C and N(h), respectively, cyclically deformed at a total strain amplitude of 1.0×10^{-2} for 3000 cycles. (c) is for steel N(h) deformed at a total strain amplitude of 2.0×10^{-2} for 320 cycles.

はセルを形成している傾向が大きいことが認められた。このような結果は著者らが γ 系ステンレス鋼において得た結果¹⁰⁾と同様である。Photo. 1 に組織観察結果の一例を示す。

4. 考 察

4.1 疲労軟化挙動に及ぼす塑性歪み振幅の影響

Fig. 3 からわかるように、全歪み一定試験では供試鋼の強度が異なると、全歪み振幅が同じでも塑性歪み振幅に違いが生じる。すなわち強度が高いと塑性歪み振幅が小さくなり、繰返加工硬化する割合が小さくなる。このようなことが強度の高い鋼 N(h) で大きな疲労軟化が認められる原因の一つとなる可能性が考えられた。そこでヒステリシスループより塑性歪み振幅を読みとり、塑性歪み振幅がほぼ同じとみなせる条件下で、C, N の影響を比較、検討した。Table 2 は各供試鋼の全歪み振幅一定試験の際の塑性歪み振幅を比較したものである。塑性歪み振幅は繰返し数により変化するうえ、全歪み振幅の大きさを数多く変えて試験していないので、塑性歪み振幅がまったく等しいもの同士で比較することはできない。しかし例えば疲労軟化の見られる鋼 N(h) の全歪み振幅 1.0×10^{-2} に占める塑性歪み振幅は、疲労軟化の見られない他鋼の全歪み振幅 0.8×10^{-2} に占める塑性歪み振幅より全体に大きかった。また 100 サイクル以降で比較すれば、全歪み振幅が 0.9×10^{-2} あるいは 1.0×10^{-2} の場合の塑性歪み振幅は他鋼の場合より大きい。従って鋼 N(h) で見られる顕著な疲労軟化は全歪み振幅一定試験の際、この鋼の塑性歪み振幅が小さいことにより観察されるものではないと言える。

4.2 Cr-Ni γ 系ステンレス鋼の繰返塑性変形挙動との比較

前章で、SUS 310 系鋼では C を 0.18% 添加した

Table 2. Plastic strain amplitude under constant total strain amplitude condition.

Steels (1313 K × 2 h)	(1/2) $\Delta\epsilon_t$ ¹⁾	(1/2) $\Delta\epsilon_p$ ²⁾			
		n=10	n=100	n=560	n=1000
L	0.8×10^{-2}	0.55×10^{-2}	0.50×10^{-2}	0.50×10^{-2}	0.50×10^{-2}
	0.9 "	0.58 "	0.58 "	0.57 "	0.55 "
C	0.8 "	0.45 "	0.39 "	0.38 "	0.37 "
	1.0 "	0.59 "	0.50 "	0.49 "	0.48 "
	2.0 "	1.23 "	1.08 "	1.08 "	1.08 "
N (m)	0.8 "	0.44 "	0.43 "	0.40 "	0.40 "
	1.0 "	0.58 "	0.58 "	0.55 "	0.55 "
	2.0 "	1.41 "	1.36 "	1.33 "	1.33 "
N (h)	0.8 "	0.36 "	0.43 "	0.48 "	0.48 "
	1.0 "	0.51 "	0.58 "	0.60 "	0.60 "
	2.0 "	1.23 "	1.23 "	1.21 "	1.21 "

1) total strain amplitude 2) plastic strain amplitude

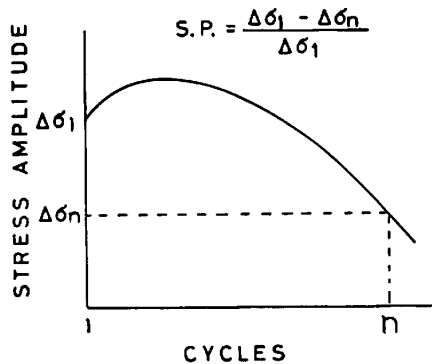


Fig. 5. Definition of softening parameter.

鋼で疲労軟化が認められるが、32%Mn系鋼ではCを0.32%まで添加しても疲労軟化が認められないこと、鋼N(h)では軟化が認められたが、N量が0.12%の鋼N(m)では顕著な軟化が認められないことを述べた。著者らは別にSUS 316系鋼についても繰返塑性変形挙動に及ぼすC, Nの影響を調べ、Nを0.11%添加した鋼が大きな疲労軟化を示すことを見出している¹¹⁾。従つて32%Mn系鋼はγ系ステンレス鋼と比べ、NあるいはCを添加しても全体に疲労軟化しにくいと言えそうである。そこで塑性歪み振幅の影響もみながら、疲労軟化の大きさをもう少し定量的に比較することにする。

疲労軟化の大きさをどのように表すかについては従来決められた方法はない。そこでFig. 5に示すような軟化パラメーター (S. P.: softening parameter) を暫定的に導入し軟化の程度を比較することにする。Fig. 5のnを560サイクルとした場合の結果をTable 3に示す。N量がほぼ同じである鋼N(m)と316N鋼¹¹⁾の全歪み振幅がそれぞれ 1.0×10^{-2} と 1.1×10^{-2} 、 0.8×10^{-2} と 0.9×10^{-2} で軟化パラメーターを比較すると、316N鋼のほうが塑性歪み振幅が幾分大きいにもかかわらず軟化パラメーターが大きい。また鋼N(h)とそれよりN量がかかなり少ない310N鋼¹⁰⁾とで軟化パラメータ

Table 3. Comparison of softening parameter between austenitic stainless steels and 32%Mn steels.

Steels	(1/2) $\Delta\epsilon_t$ ¹⁾	(1/2) $\Delta\epsilon_p$ ²⁾	S. P. ³⁾
316N ⁴⁾ (1423 K × 1 h)	0.7×10^{-2}	0.37×10^{-2}	0.0444
	0.9 "	0.48 "	0.0270
	1.1 "	0.62 "	-0.0057
310N ⁵⁾ (1323 K × 1 h)	0.7 "	0.37 "	0.1023
	0.9 "	0.53 "	0.0205
	1.0 "	0.61 "	0.0127
32 Mn (m) (1313 K × 2 h)	0.8 "	0.42 "	-0.0291
	1.0 "	0.57 "	-0.0847
32 Mn (h) (1313 K × 2 h)	0.8 "	0.42 "	0.0767
	1.0 "	0.56 "	0.0159

1) total strain amplitude

2) mean value of plastic strain amplitude for 10 th, 100 th, and 560 th cycles

3) refer to Fig. 5

4) 0.017C, 13.6 Ni, 17.2 Cr, 2.4 Mo, 0.113 N

5) 0.013C, 20.2 Ni, 24.9 Cr, 0.17 N

の大きさにそれほど違いが認められない。他のnの値に対しても同様の結果が得られる。従つて塑性歪み振幅の大きさを考えても、32%Mn系鋼はCr-Ni γ系ステンレス鋼に比べNあるいはC添加鋼の疲労軟化の程度が小さいといえることができる。

4.3 C, Nによる固溶強化と疲労軟化

横堀¹²⁾は繰返し数対応力振幅曲線を疲労硬化成分と疲労軟化成分とに分けて考えることにより、疲労硬化・軟化現象を統一的に扱えようとしている。あらゆる場合にこのような考え方が適用できるかどうかは検討を要すると思われるが、横堀の考え方は疲労硬化・軟化機構が明らかとなっていない現状ではその機構を解析する一つの方法であると考えられる。しかし、本報や前報で扱った材料は、横堀が扱っている予加工材と異なりすべて焼鈍材であるので軟化成分が一体何なのかが問題となる。

前報¹⁰⁾では疲労軟化が生じる場合、試験片表面層の軟化の程度が試験片内部のそれより大きいことを示す結果が得られた。本研究では前報で行つたような実験を行っていないので表面層の軟化の程度がいかほどのものか明らかでない。しかしたとえ表面層の軟化の程度が大きい

としても、疲労軟化がおもに表面層の微視き裂発生によるとは考えにくい。その理由として、微視き裂が走査電子顕微鏡によつても認められないような少ない繰り返し数から軟化が認められること、本研究の実験範囲内で繰り返し歪み振幅を小さくしたほうが大きな疲労軟化が生じること、平面状の転位配列をとりやすい鋼ほど大きな疲労軟化を示したが、一般に平面状の転位配列をとりやすい材料ほど表面き裂が生じにくいことがわかっている^{10)13)~17)}ことがあげられる。従つていま問題にしている疲労軟化の原因は繰返塑性変形挙動の中に求められなくてはならない。その場合、試験片の表面層における繰返変形挙動は、全く同じとは言えないまでも試験片内部における繰返変形挙動と密接に関連したものであることが考えられる¹⁵⁾¹⁶⁾¹⁸⁾。そこで以下に疲労軟化の要因と試験片内部の繰返塑性変形挙動の関連を考察する。

前報¹⁰⁾においては、Cu 合金、純鉄などで従来提唱されているものを含め考え得る疲労軟化機構を検討し、 γ 系ステンレス鋼の疲労軟化の原因として、①平面状の転位配列が繰返変形時においてもいわゆるバウシinger効果と同様な効果を増大すること、②セル状の転位配列でなく平面状の転位配列をとることが、繰返変形とともに可動転位密度を増すこと、③溶体化処理のままの状態に存在する何らかの強化因子が、繰返変形によつて破壊されることの三つが考えられた。高 Mn 鋼の場合も γ 系ステンレス鋼の場合と同様な繰返硬化・軟化挙動と転位の配列傾向が観察されたことから、これら三つが疲労軟化の原因として考えられる。ただし、材料の相違をあえて無視して言えば、繰返塑性変形挙動と積層欠陥エネルギー (s. f. e.) や転位配列との関係が詳しく調べられている Cu 及びその合金¹⁵⁾¹⁹⁾²⁰⁾では、s. f. e. が低く平面状の転位配列をとる場合やバウシinger効果の大きい場合でも、N あるいは C を添加した γ 系ステンレス鋼や高 Mn 鋼で認められるような大きな疲労軟化が観察されない。従つて、上記①と②の機構は働くとしても主要なものでない可能性が強い。そこで③の機構と関連して、N, C による固溶強化について考察する。

高 Mn 鋼あるいは γ 系ステンレス鋼では従来から C より N の固溶強化のほうが大きい²¹⁾²²⁾ことや、N, C の固溶強化が低温になるほど大きくなる^{23)~25)}ことが比較的多く報告されている。しかし N と C の固溶強化の大きさの差に関しては、基本成分を同じにして比較したものは少なく、また室温では C より N の固溶強化のほうが大きいということは無いとする報告²⁶⁾もある。そこで 1313K × 2h 溶体化処理材とさらに高い温度で溶体化処理して炭化物、窒化物を十分固溶させた試料で、32%

Mn 鋼の耐力に及ぼす C, N の影響を調べてみた。歪みの検出は試験片平行部にクリップオンゲージをとりつけて行い、試験片の形状、大きさ、歪み速度は疲労試験に準じた。C と N の固溶強化の大きさを比較する場合、本来ならば結晶粒径を変化させて、強度を Petch の式で整理し、結晶粒径が無限大の強度に相当する強度 (σ_0) を求めて比較すべきであるが、結晶粒径を大きく変化させる際に炭化物あるいは窒化物が析出するおそれが考えられる。そのため結晶粒径が十分大きなところで強度を比較すれば、近似的に σ_0 の比較を行うことができると考え、1573K 溶体化処理材の結果を最小 2 乗法で回帰分析した[†]。その結果、もつともあてはめ性がよかつたのは以下の式であつた。

$$\begin{aligned}\sigma_{0.2}(\text{MPa}) &= 163.1 + 152.9C + 367.0N \\ &= 163.1 + 152.9(C + 2.4N) \dots\dots\dots (1)\end{aligned}$$

ここで C, N は重量%で表した C, N 量である。この式を図示したものが Fig. 6 である。C より N の固溶強化がずつと大きいことがわかる。1313K 溶体化材の場合鋼 C の強度がわずかに低いようであるが同様のことが言える。なお固溶強化理論からすれば濃度の 2 分の 1 乗や 3 分の 2 乗の式による整理も考えられる²⁶⁾²⁷⁾。しかしそのような式で整理してもあてはめ性がとくによくなるようなことはないこと、従来 1 次式で整理している文献が多いこと²¹⁾²²⁾²⁵⁾²⁸⁾から、1 次式による整理を採用した。

比較のため前報で用いた SUS 310 系鋼の 310L (0.011C, 0.008N), 310C (0.18C, 0.007N), 310N (0.013C, 0.17N) においても 1573K, 1h 溶体化処理材で同様の試験を行い 1 次式を得た。

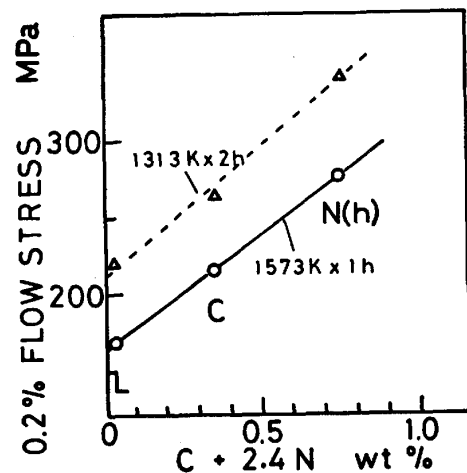


Fig. 6. Strengthening of 32% Mn steels due to C and N.

† 結晶粒径は鋼 L, C, N(h) でおのおの、670 μm , 670 μm , 480 μm であつた。鋼 N(h) の結晶粒径が他より小さいが、この程度の違いは強度にほとんど影響無いものと考えられる²⁵⁾

$$\begin{aligned}\sigma_{0.2}(\text{MPa}) &= 195.6 + 335.8C + 436.5N \\ &= 195.6 + 335.8(C + 1.3N) \dots\dots\dots(2)\end{aligned}$$

SUS 310 系鋼の場合も C より N のほうが固溶強化作用が大きい。また(1)式と(2)式を比較すると SUS 310 系鋼のほうが 32%Mn 系鋼より C, N の固溶強化が大きいこともわかる。

N と C とで固溶強化に差がある理由や、ステンレス鋼と高 Mn 鋼とで N, C それぞれの固溶強化の大きさが異なる理由に関しては明らかでない。例えば C, N の固溶強化の差は、格子歪みに及ぼす効果(寸法効果)の違いからでは説明しにくく²¹⁾²⁸⁾、HSIAO ら²⁸⁾は格子歪みの効果に加えて C と N の価電子数の差による効果(電気的相互作用²⁹⁾)も働くとしている。また DYSON²¹⁾ らは侵入型原子と置換型原子のクラスタリングの存在を考えている。DYSON らの提唱しているクラスタリングが具体的にどのようなものであるかは、彼らの報告に述べられていないので定かでないが、後述するように Cr 原子の周囲に N あるいは C 原子が集まったものと考えられる。一方、SWANN³⁰⁾、DOUGLASS³¹⁾は、N 添加 γ 系ステンレス鋼の変形材に見られる平面状の転位組織の形成傾向が s. f. e. の大きさだけでは説明できないことから、侵入型原子と置換型原子の間に短範囲規則化が生じていることを推察している。このような短範囲規則化は、存在するとすれば転位配列を平面状にするだけでなく強化作用を有することが考えられる²⁹⁾。また、鉄合金の固溶体においては C あるいは N が完全に不規則に分布しているのではなく、それらの原子と結合力が強い置換型原子の周囲に集まり、いわゆる IS 結合体を形成する傾向にあることが、熱力学的な測定データからも指摘されている³²⁾。このような状態は規則不規則変態理論において異種原子が結びつきやすい場合を規則化傾向にあるということから、SWANN³⁰⁾ のように短範囲規則化が生じた状態と呼ぶこともできる^{†2)}。

f. c. c. 合金の固溶強化機構としては他に剛性率効果²⁹⁾、鈴木効果(化学的相互作用²⁹⁾)がある。しかしこれらの効果と高 Mn 鋼や γ 系ステンレス鋼の N あるいは C による強化とを関連させて議論した研究は見あたらない。鈴木効果に関しては、一般に温度依存性および強化作用が小さい²⁹⁾³⁵⁾³⁶⁾と言われており、N あるいは C 添加高 Mn 鋼や γ 系ステンレス鋼で実際に観察される大きな固溶強化やその大きな温度依存性と対応しないよう

にも考えられる。しかし鈴木効果における s. f. と溶質原子との相互作用等に関しては十分明らかとなっていないとの指摘³⁷⁾もあり、現時点では鈴木効果の寄与について明瞭なことは言えない。他方何らかの固溶強化機構が繰返変形によつて弱化あるいは破壊されることによつて、高 Mn 鋼や γ 系ステンレス鋼の疲労軟化が生じるとすると、C, N による固溶強化機構のうち主要なものは繰返変形によつて弱化あるいは破壊され得るものでなければならぬ。また、固溶強化作用が大きい機構ほど大きな疲労軟化に結びつくものと推察される。f. c. c. 合金の固溶強化理論には固着理論と摩擦理論とがある²⁹⁾。これらのどちらが妥当なものかは安易に議論できないが、仮に摩擦理論の立場に立つとすると、上に挙げたいくつかの固溶強化機構のうち少なくとも寸法効果、剛性率効果、電気的相互作用は高 Mn 鋼や γ 系ステンレス鋼における C, N による固溶強化の主要な原因から除かれるように考えられる。それはそれらの効果による摩擦力が、繰返変形によつて減少したり消失したりすることが考えにくいからである。

西沢³²⁾によると、 γ 系鋼においては Mn と N, C との結合力は Cr と N, C の場合ほどには強くなく、Mn および Cr との結合力は C より N のほうが強い。また、短範囲規則化による固溶強化の理論²⁹⁾からすると、結合力が強いほど強化作用が大きい。従つて C, N は Mn を多く含む 32%Mn 鋼では Mn と、Cr を多く含む γ 系ステンレス鋼では Cr と IS 結合体を形成すると考えると、両系鋼で C より N のほうが強化作用が大きいこと、32%Mn 鋼のほうが C, N による強化作用が小さいことが推察される。この推察は(1)式および(2)式で示される結果と定性的に一致する。またこうした固溶強化の大きさの相違は、観察される疲労軟化傾向の大きさの相違と大略対応している。しかし単純な Fe-M-C あるいは Fe-M-N 三元系合金において求められた結合力を複雑な組成を有する合金に適用できるのかどうか、あるいは IS 結合体が形成されたとしてもそれが実際に観察される強化の大きさや疲労軟化の大きさと対応するののかどうかについては今のところ明らかでない。C, N により固溶強化した高 Mn 鋼や γ 系ステンレス鋼の疲労軟化のおもな原因を IS 結合体の形成と破壊あるいは弱化に帰すには、C, N による固溶強化機構の解明を含めさらに研究を行う必要がある。

4.4 積層欠陥エネルギーの効果

s. f. e. が低い材料ほど、塑性変形によつて導入された転位はからみ合いにくく平面状の配列となりやすい³⁸⁾こと、加工硬化の程度が大きいことが知られている。鈴

^{†2)} この短範囲規則化は 侵入型原子と置換型原子の双極子³³⁾あるいは複合体(complex³⁴⁾)の形成というようにも表現できる。また炭化物や窒化物の析出の前段階とみなせばクラスタリングと呼ぶこともできよう。DYSON らの提唱したクラスタリングはこのようなものであると考えられる。本報では便宜上、これらをまとめて IS 結合体の形成と呼ぶことにする。

木効果が働くと考えられる材料では, s. f. e. は降伏強度にも影響を与える³⁷⁾. これらは, s. f. e. が γ 系鋼の固溶強化や疲労硬化・軟化挙動と何らかの関係があることを示唆するものと考えられる. しかし, 比較的研究の多い γ 系ステンレス鋼においても, C, N が s. f. e. に及ぼす影響と加工硬化や鈴木効果等との関連は明らかでなく, s. f. e. と転位配列との関連に関して, 転位配列を s. f. e. の高低だけから説明するには無理があることが示されている³⁰⁾³¹⁾程度である.

高 Mn 鋼の s. f. e. に及ぼす C, N 添加の影響に関するデータはさらに少なく, 現在のところ高 Mn 鋼の転位配列や加工硬化等との関連を議論することはいつそう難しい. ただ VOLOSEVICH³⁹⁾らによると, Fe-Mn 合金の Mn 量対 s. f. e. 曲線はおよそ 22%Mn のところで最低となり, C をおよそ 0.5% まで添加するとこの曲線が低 Mn 濃度側へ移動する. 従つて彼らの結果によると本研究で用いた鋼 C の s. f. e. はかなり高いことが推察される. 本研究では鋼 C の転位がセルを形成しやすいことが認められたが, このことは上の推察と対応しているようにも考えられる. また著者らは別に, VOLSEVICH らの結果から s. f. e. が比較的低いと考えられる 18Mn 0.4C 鋼が大きな疲労軟化を示すことを見出したが¹¹⁾⁴⁰⁾, この鋼の疲労材ではセルが形成されにくい⁴¹⁾. 従つて, 鋼 C では平面状の転位が形成されにくいこと, 疲労軟化が生じにくいことは, s. f. e. が高いことと関係があるようにも考えられる. しかし, 疲労軟化と s. f. e. との関連に関しては, すでに述べたように例えば Cu-Al 合金などでは s. f. e. が低くても, N あるいは C を添加した高 Mn 鋼や γ 系ステンレス鋼で見られるような顕著な疲労軟化が観察されない¹³⁾¹⁹⁾²⁰⁾ことから, s. f. e. が低いだけを疲労軟化の原因とするには無理がある.

5. 結 論

32%Mn 鋼の室温における低サイクル繰返塑性変形挙動に及ぼす C, N の影響を, $0.8 \times 10^{-2} \sim 2.0 \times 10^{-2}$ の全歪み 振幅一定条件下で調べ以下のような結論を得た.

(1) 32%Mn 系鋼は γ 系ステンレス鋼と比較して疲労軟化しにくい, 0.3%N 添加鋼は大きな疲労軟化を示す. C, N 無添加鋼および N を添加せず C を 0.3% まで添加した鋼はほとんど疲労軟化しない.

(2) 0.3%N 添加鋼において本研究の範囲内で歪み振幅を小さくすると疲労軟化の程度が大きくなる. 歪み振幅を 2.0×10^{-2} まで大きくすると疲労軟化がほとん

ど見られなくなり, 繰返し数対応力振幅曲線は飽和状態を示すようになる.

(3) 疲労軟化を示す 0.3%N 添加鋼の耐力は繰返変形によつて著しく低下する.

(4) 疲労軟化を示している試験片中の転位は平面状あるいは帯状に配列し, 飽和状態にある試験片中の転位はセルを形成する傾向が強い.

(5) 本系鋼および γ 系ステンレス鋼の溶体化処理材で見られる疲労軟化は, N, C による固溶強化が繰返変形によつて弱化あるいは破壊されることによつて生じるものと考えられる. この固溶強化が N, C 原子と Cr, Mn 原子との IS 結合体の形成によると考えると, 固溶強化, 疲労軟化に関する実験結果が定性的に比較的良好に説明できる. しかし詳細に関しては不明な点が残されており, さらに研究が必要である.

最後に, 供試鋼の準備にお世話いただいた科学技術庁金属材料技術研究所中川龍一所長, 強力材料部河部義邦部長, 高橋順一氏, 工業化研究部の吉松史朗前部長をはじめとする方々, および日本製鋼所大西敬三博士, 三浦立氏に深謝致します. また研究費の一部は文部省科学研究費補助金 (一般研究 C, 昭和 58 年度, 59 年度) によつたことを付記します.

文 献

- 1) F. R. FICKETT: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, 28 (1982), p. 1 [Plenum Press]
- 2) K. YOSHIDA, H. NAKAJIMA, K. KOIZUMI, M. SHIMADA, Y. TAKAHASHI, Y. SANADA, E. TADE, H. TSUJI and S. SHIMAMOTO: *Austenitic Steels at Low Temperatures* (1983), p. 29 [Plenum Press]
- 3) H. NAKAJIMA, K. YOSHIDA, Y. TAKAHASHI, E. TADA, M. OSHIKIRI, K. KOIZUMI, S. SHIMAMOTO, R. MIURA, M. SHIMADA, S. TONE, M. MASUMOTO and T. SAKAMOTO: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, 30 (1984), p. 219 [Plenum Press]
- 4) 吉村博文: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2108
- 5) J. W. MORRIS, Jr. and E. N. C. DALDER: 神戸製鋼所技報, 34 (1984) 3, p. 1
- 6) F. R. FICKETT, M. B. KASEN, H. I. MACHENRY and R. P. REED: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, 24 (1978), p. 52 [Plenum Press]
- 7) 石川圭介, 平賀啓二郎: 日本金属学会会報, 20 (1981), p. 692
- 8) 堀内健文: 日本金属学会会報, 21 (1982), p. 965
- 9) 平川賢爾, 外山和男: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2590
- 10) 柴田浩司, 名村夏樹, 岸本康夫, 藤田利夫: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 2076
- 11) 柴田浩司, 藤田利夫, 岸本康夫, 名村夏樹: 鉄と

- 鋼, 69 (1983), A93
- 12) 横堀武夫: 金属材料の疲労 (1973), p. 84 [日本金属学会]
 - 13) C. E. FELTNER and C. LAIRD: *Acta Metall.*, 15 (1967), p. 1621
 - 14) C. LAIRD and C. E. FELTNER: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 239 (1967), p. 1074
 - 15) A. J. McEVILY and T. L. JOHNSTON: *Int. J. Fract. Mech.*, 3 (1967), p. 45
 - 16) P. LUKAS and M. KLESNIL: *Physica Status Solidi*, 37 (1970), p. 833
 - 17) J. C. GROSSKREUTZ: *Metall. Trans.*, 3 (1972), p. 1255
 - 18) P. B. HIRSCH, P. G. PARTRIDGE and R. L. SEGALL: *Phil. Mag.*, 4 (1959), p. 721
 - 19) C. E. FELTNER and C. LAIRD: *Acta Metall.*, 15 (1967), p. 1633
 - 20) A. SAXENA and S. D. ANTOLOVICH: *Metall. Trans.*, 6A (1975), p. 1809
 - 21) D. J. DYSON and B. HOLMES: *JISI*, 208 (1970), p. 469
 - 22) 加藤哲男, 藤倉正国, 矢萩慎一郎, 石田清仁: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 587
 - 23) M. FUJIKURA, K. TAKADA and K. ISHIDA: *Trans. ISIJ*, 15 (1975), p. 464
 - 24) 向井孝慈, 星野和夫, 藤岡外喜夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1756
 - 25) 藤倉正国, 加藤哲男: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 2195
 - 26) R. P. REED and N. J. SIMON: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, 30 (1984), p. 127
 - 27) P. HAASEN: *Dislocations in Solids*, ed. by F. R. N. NABARRO (1979), p. 157 [North-Holland Publishing Company]
 - 28) M. HSIAO and E. J. JULIS: *Trans. ASM*, 52 (1960), p. 855
 - 29) 日本金属学会編: 新版転位論 (1971), p. 97 [丸善]
 - 30) P. R. SWANN: *Corrosion*, 19 (1963), p. 102
 - 31) D. L. DOUGLAS, G. THOMAS and W. R. ROSER: *Corrosion*, 20 (1964), p. 15
 - 32) 西沢泰二: 日本金属学会会報, 12 (1973), p. 401
 - 33) H. ABE, T. SUZUKI, and S. OKADA: *Trans. JIM.*, 25 (1984), p. 215
 - 34) H. ABE: *Scand. J. of Metallurgy*, 13 (1984), p. 226
 - 35) 日本金属学会編: 転位論の金属学への応用 (1957), p. 111 [丸善]
 - 36) 井村 徹: 結晶の強度 (1969), p. 1 [朝倉書店]
 - 37) H. SUZUKI: *Strength of Materials and Alloys*, Vol. 1, ed. by R. C. GIFFKINS (1982), p. 327 [Pergamon Press]
 - 38) S. KOCANDA (石井 仁, 田中正清訳): 金属疲労の解析と応用 (1981), p. 200 [現代工学社]
 - 39) P. Yu. VOLOSEVICH, V. H. GRIDNEV and Yu. N. PETROV: *Fiz. metal. metalloved.*, 42 (1976), p. 372
 - 40) 岸本康夫, 名村夏樹, 柴田浩司, 藤田利夫: 日本金属学会講演概要, (1981. 10月), p. 436
 - 41) K. SHIBATA, Y. KISHIMOTO, N. NAMURA and T. FUJITA: *Fatigue at Low Temperature (ASTM STP 857)* (1985), p. 31 [ASTM]