

予歪みを与えた高Mn鋼の制振特性

松村 理*・大月 健司*²・土橋 弘平*³・古川 敬*

Damping Behavior of Pre-strained High Mn Steels

Osamu MATSUMURA, Kenji OHTSUKI, Kōhei DOBASHI and Takashi FURUKAWA

Synopsis : Effects of prestrain on internal friction (δ) at room temperature were investigated using a 28Mn-6Si-5Cr steel, in comparison with a 16Mn-5Ni steel which had been reported as a new type of damping material. A transversal vibration method with a frequency of 500 Hz and a strain amplitude of about 2×10^{-5} was employed. Shape memory effect of the same 28Mn-6Si-5Cr steel was also examined to estimate the variation of deformation mode ($\gamma \rightarrow \epsilon$ transformation or slip) with prestrain.

With an increase in prestrain, δ changes almost parallel with the change in amount of ϵ phase in both steels. In the 28Mn-6Si-5Cr steel, moreover, nearly complete shape memory effect is observed up to 1% prestrain, while the amount of shape recovery strain exhibits a maximum at the prestrain of 5 or 6%. Considering the well known effects of ϵ phase on shape memory in high Mn-Si steels, the above results show that the increase in δ with increasing amount of prestrain up to 5 or 6% is attributed mainly to the ϵ phase which has been induced by prestraining. This suggests that the existence of ϵ phase is a major factor controlling the internal friction in high Mn steels.

Key words : damping alloy ; shape memory alloy ; high Mn steel ; internal friction ; ϵ phase ; prestrain ; reverse transformation.

1. 緒言

予歪を付加したMn-Ni系(Mn: 13~17%, Ni: 3~7%)鋼が, 金属系としては優れた制振性を示すことが, 渡辺ら¹⁾により報告されている。彼らは200Hz横振動法を用いて, 予歪を増すかあるいは歪振幅を増すと, この鋼の室温での内耗が著しく増大することを見出した(歪振幅 10^{-3} で対数減衰率(δ) $\approx 10^{-1}$)。そしてその制振機構として, γ 相中の格子欠陥(拡張転位)に起因するエネルギー損失を提案した。しかしながら, 併存する ϵ 相の効果には触れていない。hcp構造を有するMgやZnは異方性はあるものの, 転位にもとづく大きな内耗を示すことが知られており²⁾, 同様にhcp構造を有する ϵ 相もまた内耗に寄与する可能性が考えられる。上記報告で用いられた成分系は, いずれも室温で $\gamma + \epsilon$ 二相であり, しかも予歪を付加すると, 加工誘起 ϵ 相の他に加工誘起 α' 相も生じるなど組織が複雑であり, 内耗の原因や機構, とくに ϵ 相の効果を調べる上でかならずしも適切ではないように思われる。

本報は, 予歪付加時に生成した加工誘起 ϵ 相が, 高Mn鋼の室温での内耗にどのような影響をおよぼすか検討したものである。供試材としては, 加工誘起 ϵ 相の効果を単独に抽出するためにMn-Ni系鋼より単純な組織の鋼, 即ち室温

では γ 単相, 予歪の小さい間は加工誘起 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態のみで塑性変形が進むと考えられる28Mn-Si系鋼を使用した。なお, この成分系は鉄系形状記憶合金として知られたものである^{3)~5)}。

2. 実験方法

用いた真空溶解鋼塊の成分をTable 1に示す。28Mn-6Si-5Cr鋼は鉄系形状記憶合金として代表的な成分である(以後S鋼と称す)。16Mn-5Ni鋼はMn-Ni系の代表的成分であり(以後N鋼と称す)比較に用いたものである。これらの熱延板をTable 1に付記した条件で, 温間(安定 γ 域)圧延し, 引張試験片サイズ($1 \times 10 \times 150$ mm)に切り出した後, 焼鈍を施した。圧延を温間で行ったのは, 加工誘起 ϵ 相による脆化を避けるためである。ついでインストロン型試験機を用い, 室温において, クロスヘッド速度: 2 mm/minで20%以下

Table 1. Chemical compositions and rolling/annealing conditions.

Steel	C	Mn	Si	Ni	Cr	Rolling*	Annealing
S	<0.003	28.2	6.46	—	5.13	1053K(6mm \rightarrow 1mm)	1223K \times 15min
N	0.004	15.9	0.006	5.15	—	973K(4mm \rightarrow 1mm)	1073K \times 30min

* Repeated heating and rolling below the recrystallization temperature.

平成6年10月19日受付 平成7年2月10日受理 (Received on Oct. 19, 1994; Accepted on Feb. 10, 1995)

* 横浜国立大学工学部 (Faculty of Engineering, Yokohama National University, 156 Tokiwadai Hodogaya-ku Yokohama 240)

* 2 横浜国立大学工学部学生 (現: 大同特殊鋼(株)) (Student, Faculty of Engineering, Yokohama National University, now Daido Steel Co., Ltd.)

* 3 横浜国立大学工学部学生 (Student, Faculty of Engineering, Yokohama National University.)

の引張予歪を与えた。これをさらに長さ100mmに切りそえた後、二点吊り横振動法(振動数=500Hz, 歪振幅=2×10⁻³)を用いて自由減衰法により大気中、室温の内耗を測定した。S鋼については、予歪付加材にさらに、室温への空冷を挟んで573K, 673K, 873K各15minの処理を繰り返し施し(繰り返し熱処理と略称)、室温冷却の都度内耗および形状記憶効果[†]を測定した。形状記憶効果の測定は予歪を付加した際の塑性変形モード($\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態歪によるか、 γ 相地のすべりによるか)を推定するためのものである。以上と並行してMoKaX線による(200) γ , (220) γ , (10 $\bar{1}1$) ϵ および(200) α' 回折線を用いた組織定量および光顕、電顕による組織観察を行った。

3. 実験結果および考察

3・1 焼鈍および予歪付加後の光顕組織

Fig. 1は、X線解析により求めた、予歪にともなう ϵ 量および α' 量の変化を示したものである。S鋼の場合焼鈍までは γ 単相であり、予歪が増すにつれ加工誘起 ϵ 相が増加し、少なくとも予歪15%に至るまで単調に増え続ける。 α' 相は全く生成しない。これに対しN鋼の場合、 ϵ 相は焼鈍まで既にかかなりの量が存在し、予歪10%にて最大値に達し、それ以上の予歪ではあまり変わらない。 α' 相は焼鈍までは存在しないが、予歪とともにほぼ直線的に増加する。

Fig. 2 (a)およびFig. 2 (b)にそれぞれS鋼およびN鋼の焼鈍組織を示す。S鋼には焼鈍双晶らしいものは存在するが、 ϵ 相は殆ど見当たらない。N鋼には焼鈍まで既に γ 相地中に線状の ϵ 相が観察される。これらを引張加工したのがFig. 2 (c)およびFig. 2 (d)で、いずれも加工誘起 ϵ 相が生じている。N鋼の場合 ϵ 相中にさらに α' 相と推定される微細なコ

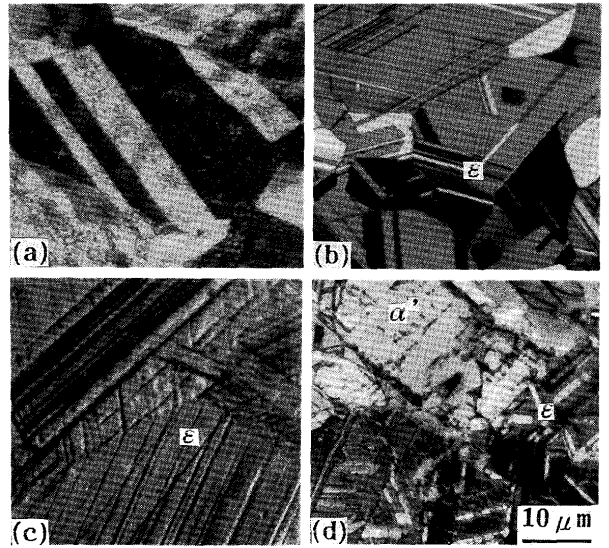


Fig. 2. Optical microstructures of (a) steel S as annealed, (b) steel N as annealed, (c) steel S strained by 5% and (d) steel N strained by 3%.

ントラストが認められる。これらの特徴は電顕観察でも確かめられ、高Mn鋼に関する従来⁹⁾の知見と一致する¹⁰⁾。

3・2 予歪と内耗との関係

Fig. 3に、室温において自由減衰法により求めた対数減衰率(δ :測定数3~6の平均)と予歪との関係を示す。Fig. 3より、焼鈍まで、S鋼の内耗はN鋼の内耗より小さいこと、予歪を増すとS鋼の内耗は徐々に増し少なくとも予歪12~13%までは増加し続けることが⁹⁾分かる。一方、N鋼の内耗は予歪5%位で最大値に達し、それ以上の予歪ではあまり変わらない。これらの特徴は、Fig. 1に示した ϵ 相の変化と概ね類似しており、内耗と ϵ 相との関係を推測させる。しかし

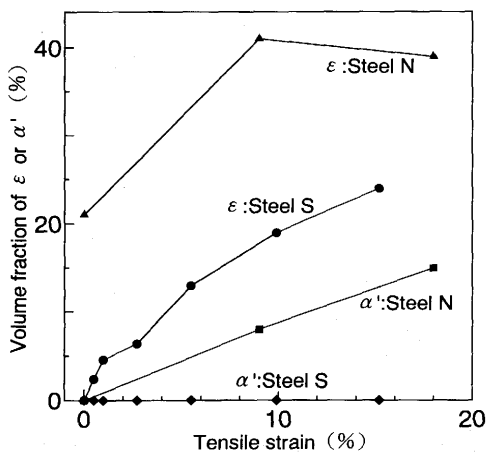


Fig. 1. Effect of tensile strain on volume fraction of ϵ or α' phase in a 28Mn-6Si-5Cr steel (steel S) and a 15Mn-5Ni steel (steel N).

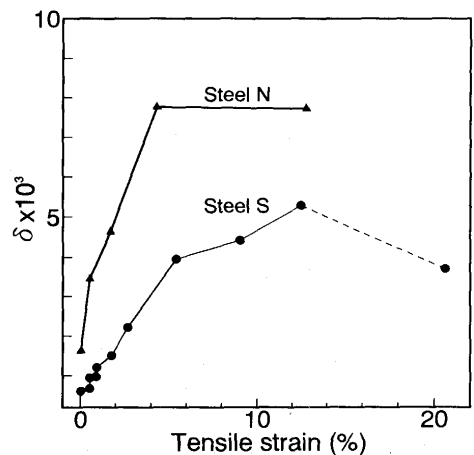


Fig. 3. Relation between logarithmic decrement (δ) at room temperature and tensile strain (%) in steel S and N, using transversal vibration method with a frequency of about 500Hz.

[†] 形状記憶効果は形状回復率(通常 shape memory effect): $(l_1 - l_2)/(l_1 - l_0)$ および形状回復歪¹¹⁾(recovered strain¹¹⁾又は recovery strain¹²⁾): $(l_1 - l_2)/l_0$ で評価した。ただし l_0 , l_1 をして l_2 は、それぞれ引張前後そして逆変態処理後の長さ(けがき間隔)を表す。

単に ϵ 相のみでは説明できない点もいくつかある。例えば20%の熱的に生成する ϵ 相を含む焼鈍ままのN鋼の内耗は、ほぼ同量の加工誘起 ϵ 相を含む、予歪を10%以上付加したS鋼の内耗よりはるかに小さい。一つの見方は、熱的に生成する ϵ 相と加工誘起 ϵ 相とは方位、サイズ⁹⁾や格子欠陥の状態が異なり、したがって内耗に対する寄与が異なるとするものであり、もう一つの見方は、予歪付加時には ϵ 相の誘起と同時にすべり変形も起こり、導入された転位(つまり γ 相)もまた内耗に寄与しているとするものである。このように、Fig. 3の内耗挙動に ϵ 相が関与するにしても、他の多くの因子も複雑に影響する可能性がある。

なお著者らは、Fig. 3に示す内耗の支配機構は、 ϵ 相と γ 相のいずれが内耗に寄与するにせよ、基本的に転位によるヒステリシス型のものと考えている⁷⁾。S鋼の例に示すように、内耗は予歪が増すにつれ増加するが予歪が過大だと減少すること(その後の調査によれば、S鋼、N鋼とも圧延予歪10~15%を境に増加から減少に転ずる)、そして後述するように、歪振幅依存性を有するからである。

3.3 予歪付加時の内耗に及ぼす ϵ 相の影響

予想される擾乱因子の影響をできるだけ除き、加工誘起 ϵ 相と内耗との関係の確認に問題を絞るため、以下は対象を主にS鋼とする。これにより、熱的に生成する ϵ 相や加工誘起 α' 相の影響、そして初期方位の影響[†]を除外して考えることができる。さらに都合なことに、この種の鋼の形状記憶効果に関する知見^{9)~10)}を利用すれば、電顕観察にまつまでもなく、予歪付加時の塑性変形モード、つまり変形が $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態歪のみによるか、すべり変形も伴うかが分かり、したがって鋼中に導入された ϵ 相とすべり転位それぞれの内耗への影響を推定できるはずである。

まずS鋼における予歪と形状記憶効果との関係から、予歪付加時の塑性変形モードの変化を推定する。Fig. 3に示した予歪付加S鋼に、繰り返し熱処理を施し、室温に冷却の都度形状回復率および形状回復歪を測定した。Fig. 4は873K×15minの熱処理で完全に逆変態させた場合(次節 Fig. 5)の形状回復歪と予歪との関係を示したものである。図中Aは形状回復率100%を仮定した直線である。予歪1%までは、実測した形状回復歪は直線Aとほぼ一致する。このことは予歪1%までは ϵ 相が生成する際の変態歪のみで塑性変形することを意味する。予歪1%を超えると形状回復歪は直線Aの値より小さくなる。このずれ(d)は、主として γ 相のすべりや双晶による塑性変形に対応すると考えられている。すべりや双晶による塑性変形は予歪が1%を超えると次第に増加するが、例えば形状回復歪が最大となる予歪5~6%以下ではまだそれほど大きくないと予想される。これらはS鋼の実測 ϵ 相体積分率(Fig. 1)からも推測される(付録1)。

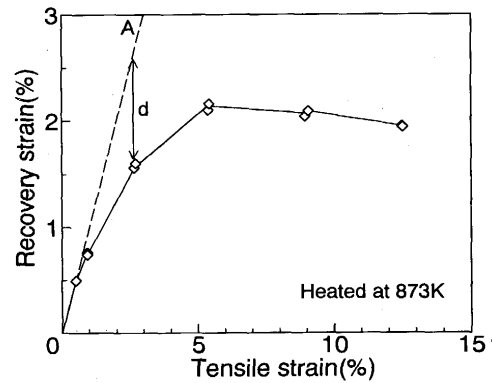


Fig. 4. Relation between tensile strain and recovery strain in steel S heated at 873K (A) after straining. The broken line A indicates the ideal shape recovery, in which the plastic deformation should be caused only by $\gamma \rightarrow \epsilon$ transformation. The deviation (d) of the recovery strain from line A can be related to the plastic deformation caused by slip or twin.

内耗と ϵ 相との関係は、以上述べた塑性変形モードの変化にもとづいて考察できる。1%までの予歪を付加したS鋼中には、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態で生成した ϵ 相と、予歪の影響を全く受けない地の γ 相とが存在する。予歪1%までは内耗と ϵ 相の量とはほぼ比例しており、したがってこの間の予歪付加による内耗の増加を担っているのは、明らかに ϵ 相であり γ 相ではない。予歪が増し1%を超えた場合の鋼中には、より多くの ϵ 相と、すべり変形により導入された転位を含む γ 相とが共存する。しかし内耗に及ぼす後者の影響は、予歪5~6%までは(γ 相中のすべり転位密度が小さいため)相対的に小さいとすれば、この予歪域での内耗増も大部分 ϵ 相の増加によるものと思われる。

ところで予歪がさらに増し、例えば内耗が最大となる予歪10%以上に達してなお ϵ 相の存在のみが内耗の主因であり続けるか疑問である。 ϵ 相は少なくとも予歪15%に至るまで増加し続けるが、同時に γ 相中のすべり転位密度も益々大きくなり、その内耗への影響は無視できなくなると思われるからである。しかし高予歪域では、転位による内耗に特有の、予歪が過大だと内耗が逆に減少する効果⁷⁾が重複するため、すべり転位を含む状態の γ 相による内耗への効果が、 ϵ 相の増量による効果と比較して、どの程度有意であるかの判断はできない。

このように高予歪域での内耗に不明確な点は残るものの ϵ 相の存在がS鋼の室温での内耗の主因の一つであることは確かである。そしてN鋼を含む高Mn鋼一般についても、 ϵ 相が内耗支配因子の一つであることは十分予想される。同様な ϵ 相と内耗との関係は、Mn 13Cr系鋼を用いた秋庭ら⁹⁾や27Mn 3.5Si鋼を用いた池ら¹⁰⁾によっても示唆されている。

† S鋼と同一成分でも熱延条件などの前処理が異なれば、内耗の挙動、例えば変形初期の内耗増加率が大幅に異なる。理由はいくつか考えられるが、 γ 相の初期方位の差異もその一つである。本実験鋼の場合、 γ 相の集合組織はS鋼ではランダム、N鋼では{1 2 3} <4 1 2>など熱延集合組織成分を残す。

なお先述のように、予歪付加材の内耗は基本的に転位型であるとすれば、 ϵ 相が関係して室温での内耗が変化する機構として、例えば $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態やその補足変形に関係した拡張転位、あるいは ϵ 相自体のすべりで導入された拡張転位が内耗に寄与している可能性が考えられる。 ϵ 相中の拡張転位の存在はよく知られており⁴⁾、本実験鋼でも確かめられている。

3.4 逆変態処理と内耗との関係

前節で述べたように、予歪があまり大きくない場合には、 ϵ 相が内耗の主因であるとすれば、予歪付加後逆変態($\epsilon \rightarrow \gamma$)させれば、内耗の値は大幅に減ることが予想される。Fig. 5は、Fig. 1に示した予歪付加S鋼に573~873Kの繰り返し熱処理を施し、室温冷却時点で ϵ 量を測定したものである。573Kの処理の場合、予歪1%以下では逆変態が完了するが⁵⁾、1%を超えると未逆変態 ϵ 相が残る。熱処理を873K以上で行えば、高予歪域まで逆変態が完了することが分かる。

熱処理に伴う内耗の変化をFig. 6に示す。内耗測定には形状回復歪を求めた試料をそのまま用いている。内耗の変化

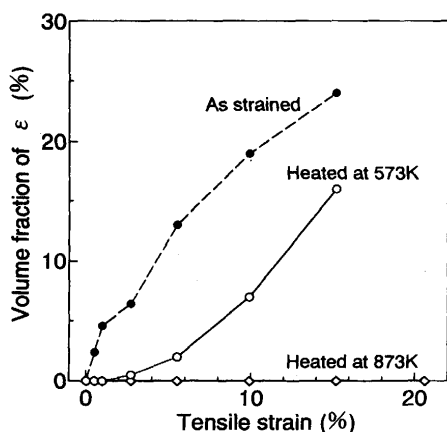


Fig. 5. Effect of heating for reverse transformation on volume fraction of ϵ phase, showing A_T in pre-strained steel S at about 873K.

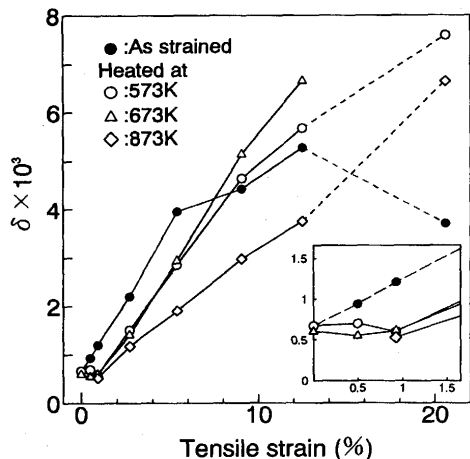


Fig. 6. Effect of heating for reverse transformation on logarithmic decrement (δ) in pre-strained steel S.

には熱処理とともに起こる格子欠陥や内部応力の変化の影響も含まれることを考慮する必要があるが⁶⁾、最小限つぎのことは言えるであろう。予歪5~6%以下に限れば、処理温度上昇により(逆変態が進み) ϵ 相が減少するにつれ内耗も減少する。因みに予歪1%以下では573Kの処理で既に ϵ 相は完全に消滅し、同時に内耗もほぼ予歪付加前の水準に復帰する。これらは前節の考察を裏付けている。すなわち、5~6%までの低予歪付加による内耗の増加、そして逆変態処理による内耗の減少は主に ϵ 相の増加、減少によるものと推定される。

5~6%を超えた高予歪付加材の逆変態の内耗挙動は複雑であり、 ϵ 相の寄与のみを考えては説明できない。注目すべき点は二つあり、一つは873Kの処理を施し ϵ 相を全く消滅せしめて γ 単相とした場合内耗は当初付加した予歪量に応じて直線的に増し、高歪域ではかなりの大きさに達する点である。勿論この場合の γ 相は熱履歴もしくは逆変態履歴を経ているので、すべり変形したままの γ 相(前節)と同一ではない。しかし γ 相も内耗に寄与する場合があることを示す例ではある。もう一つは10%程度以上の高予歪付加材を、573K処理により部分的に逆変態させた場合、 ϵ 相が減少しても内耗は逆に上昇する点である。この内耗上昇は、予歪過大であると内耗の減少を招く効果⁷⁾⁸⁾が、何らかの理由、例えば熱処理にともなう格子欠陥の回復や内部応力の開放などにより低減するためとも思われるが詳細は明らかでない。同様な現象は他のS鋼と同系統の鋼の場合にも、そして圧延予歪の場合にも認められる。いずれにしても内耗増大に効果的な状況が逆変態処理によって実現されることを示すものであり、実用上も注目される。

最後に本実験の内耗測定値に関連していくつかの点を補足しておきたい。

- i) 本実験の内耗測定値は引張後または逆変態処理後ほぼ100時間経過した時点で得られたものである。これらの値は室温で3ヶ月経過後においても変わらない。
- ii) 本実験では 2×10^{-5} という比較的小さい歪振幅を用いているが、この結果はかなりの確からしきで、より高い歪振幅での内耗の挙動を予測すると考えている。例えば上述のように、予歪10%を超すと部分的逆変態材の内耗が予歪付加のままのそれを上回るが、このような予歪や逆変態処理に対する依存性は、歪振幅を増しても($\sim 5 \times 10^{-4}$)変わらないことを確かめている(付録2)。

4. 結言

予歪を付加した高Mn鋼の制振性支配因子を明らかにするため、28Mn-6Si-5Cr鋼を用いて、室温での内耗に及ぼす予歪および逆変態処理の影響を調べた。結果は以下のとおりである。

- (1) 予歪を付加した上記鋼の内耗には、予歪付加時に生

成した ϵ 相が寄与することが確認された。とくに引張予歪1%以下における内耗上昇に対しては、ほぼ100% ϵ 相の存在が寄与する。予歪が1%を超えても5~6%程度までの内耗増は大部分 ϵ 相の増加に起因すると思われる。

(2)予歪10%を超えて得られる最大の内耗値には、 ϵ 相の増加も寄与するが、同時に γ 相中のすべり転位の増加も寄与する可能性を否定できない。

(3) ϵ 相が関係して室温での内耗が変化する機構として、 ϵ 相中の(振張)転位によるヒステリシス型のものが考えられる。

(4)予歪が10%を超えると、予歪付加まより、部分的に逆変態させた後のほうが内耗が大きくなる。その理由は現時点では詳らかでないが、実用上も興味ある知見である。

本研究を進めるにあたり、内耗測定に関し種々御示唆いただいた新日本製鐵(株)鉄鋼研究所遠藤紘氏、丸岡邦明氏、素材の熱延板を提供していただいた同先端技術研究所大塚広明氏、棚橋浩之氏に感謝致します。

文 献

- 1) 渡辺 敏, 佐藤昭治, 中平一平, 長島信一: 鉄と鋼, 77 (1991), p.306
- 2) K. Sugimoto, K. Matsui, T. Okamoto and K. Kishitake: Trans. Jpn. Inst. Met., 16 (1975), p.647
- 3) A. Sato, E. Chishima, K. Soma and T. Mori: Acta Metall., 30 (1982), p.1177
- 4) A. Sato, E. Chishima, Y. Yamaji and T. Mori: Acta Metall., 32 (1984), p.539
- 5) H. Ohtsuka, H. Yamada, T. Maruyama, H. Tanahashi, S. Matsuda and M. Murakami: ISIJ Int., 30 (1990), p.674
- 6) 友田 陽: 鉄と鋼, 77 (1991), p.315
- 7) A. Granato and K. Lucke: J. Appl. Phys., 27 (1956), p.583
- 8) 生嶋 明: 金属物理, 8 (1962), p.100
- 9) 秋庭賢二, 乃一太郎, 井形直弘: 日本金属学会春季大会講演概要, (1994), p.1029
- 10) 池 光求, 申 明徹, 伊藤邦夫: 日本金属学会秋季大会講演概要, (1993), p.501
- 11) 山田寛之, 丸山忠克, 大塚広明, 棚橋浩之: 溶接技術, (1988), p.79
- 12) J. H. Yang and C. M. Wayman: Acta Metall. Mater., 34 (1992), p.2011

付録 1

γ 相多結晶を一軸引張した場合、(例えば引張軸 \parallel 4 4 1>近傍である粒の)方位因子が0.5に近い{1 1 1}<1 1 2>剪断系が活動して ϵ が生ずると仮定すると、体積分率Vの ϵ 相が生成した時の変態歪の引張方向成分はほぼ0.2Vとなる³⁾⁻⁵⁾。Fig. A1は、実測したS鋼の ϵ 相体積分率を用いて(Fig. 1), 予歪(e)と $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態歪(0.2V)およびすべりによる歪(e-0.2V)との関係を推測したものである。予歪1%以下では $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態歪のみで変形し、予歪1%以上では、すべり変形の寄与が増す様子がうかがえる。

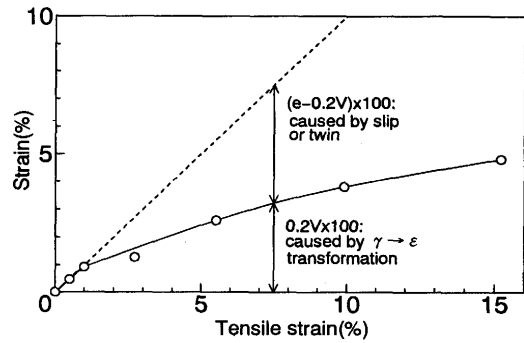


Fig. A1. Relation between over all tensile prestrain (e) and the strain caused by $\gamma \rightarrow \epsilon$ transformation (0.2V), where V is the fraction of ϵ phase in steel S shown in Fig. 1. Beyond 1% prestrain, the strain caused by slip or twin (e-0.2V) increases more with increasing prestrain than that caused by $\gamma \rightarrow \epsilon$ transformation.

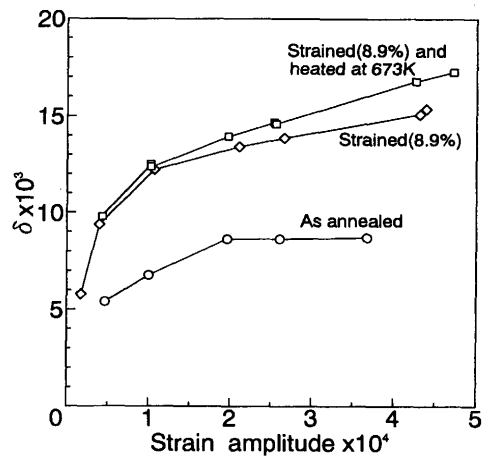


Fig. A2. Effect of strain amplitude on the logarithmic decrement (δ) at room temperature in 28Mn-6Si-5Cr-0.017C steels cold-rolled and annealed at 1223K, using transversal vibration method with a frequency of about 70Hz.

付録 2

冷延・再結晶させた28Mn-6Si-5Cr-0.017C鋼を用い、片持ち梁横振動法(70Hz)により室温での内耗の歪振幅依存性を調べた。結果の一部をFig. A2に示す。焼鈍まま材、10%引張歪付加材、および(10%引張歪付加後)部分的逆変態(673K \times 15min)材の内耗の絶対値はいずれも歪振幅に依存して大きくなるが、相対的な大小関係は歪振幅によらない。