

論 文

UDC 669.112.228 : 541.122.2 : 669.784 : 661.882.621

 α 鉄中の炭素の挙動におよぼすチタンの効果*

鈴木 英 明**・中 村 正 久**

Effect of Titanium on the Behavior of Carbon in α -iron

Hideaki SUZUKI and Tadahisa NAKAMURA

Synopsis:

Internal friction and strain aging were studied in carburized Fe-0.5 at %Ti alloys. The carburized specimens were heated at 720°C in helium of 1 atm and quenched. The Snoek damping was found to occur by the same single relaxation process as that of Fe-C alloy system, and the influence of texture, grain boundaries, cementite and magneto-mechanical damping on the relaxation strength were discussed. Strain aging was done at 15°C for 2 minutes under the unloaded and loaded condition.

The change of the height of Snoek damping (Q_{max}^{-1}) and the stress increment by Snoek ordering (ΔY) with carbon content in the alloy were distinguished into three regions and discussed.

It was found that in the region from zero to 0.12 wt% carbon Q_{max}^{-1} and ΔY were zero, this indicating that titanium strongly binds carbon, from 0.12 to 0.15 wt% carbon Q_{max}^{-1} and ΔY increased linearly with carbon concentration, which suggests that carbon dissolves into crystal lattice, and exceeding 0.15 wt% of carbon Q_{max}^{-1} and ΔY decreased with carbon content, which illustrates that cementite precipitation occurs.

It was concluded that titanium atom and carbon atom combined by the atomic ratio of 1 to 1 and that the solubility of carbon increased by 7.5 times due to the addition of 0.5 at %Ti at 720°C.

(Received Feb. 23, 1973)

1. 緒 言

鉄中の侵入型原子の挙動に対する合金元素の影響は、鉄中への侵入型原子の固溶限に対する影響や時効による侵入型原子の析出過程への影響を調べることを主な目的として内部摩擦測定やひずみ時効による流れ応力の変化量を測定することによって研究されている。侵入型原子としては炭素、窒素に関するものが多く合金元素としては多種類のものが取りあげられている。本研究は鉄-0.5 at% チタン合金に浸炭をおこなって試料中の炭素量を変化させ鉄中の炭素に対するチタンの影響を調べたものである。鉄-チタン-炭素系合金の研究はKÖSTERとHABER¹⁾が内部摩擦測定によって行なっているが、本研究はKÖSTERらが用いた鉄よりも高純度のものを用い、鉄-0.5% チタン合金についてかなりの高炭素濃度範囲まで調査した。鉄の機械的性質に対する炭素の影響は、大別3とおりに分けられる。すなわち鉄結晶格子中に固溶した炭素の規則化によるもの、転位近傍へ偏析した炭素によるもの、炭化物として析出した炭素によるもので

ある。このほかに本供試合金ではチタンが化学的にきわめて活性の元素であり、炭素と結合して強固な炭化物をつくりやすいことからこの合金の機械的性質は種々の変化を示すと考えられる。本研究は合金中の炭素の状態を内部摩擦測定、室温短時間のひずみ時効後の流れ応力の測定を行なつて調べたものであり工業的には鉄のストレッチャーストレインなどを阻止するためには炭素に対してチタンをどのような割合で添加すればよいかということにも情報を提供するものであると考えられる。

2. 試料および浸炭操作ならびに実験方法

試料は硫酸塩再電解鉄を真空溶解、炭素脱酸し、0.45 wt% の純チタン板を添加して鑄込んだ鑄塊を 1100°C で熱間鍛造、1000°C で熱間圧延してから、圧延率 80% で最終冷間圧延して厚さ 1 mm の板にしたものとした。

* 昭和47年4月本会講演大会にて発表
昭和48年2月23日受付

** 東京工業大学 工博

Table 1. Chemical composition of material prior to carburizing treatment (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Sol. Al
0.008	0.003	0.001	0.002	0.001	0.011
Al ₂ O ₃	Total Al	N	O	Ti	
0.001	0.011	0.003	0.002	0.45	

Table 1 に試料の化学組成を示す。

試験片は圧延方向に平行に切り出したもので、その寸法は内部摩擦測定に用いたものは角状でその断面は 2 mm×1 mm、長さは 100 mm であり、引張試験に用いたものは平行部が長さ 40 mm、幅 5 mm で厚さは 1 mm である。

浸炭は試料を入れた炉中に *n*-ヘプタンと乾燥水素の混合ガスを流しながらこの合金のオーステナイト領域である 980°C まで加熱し時間を変えて行なった。*n*-ヘプタンは室温で高い蒸気圧をもつためこの中を一定の流速で乾燥 H₂ (本実験に用いたのは市販の H₂ ガスである) を通すだけで一定比率の混合ガスがえられる。温度が 980°C にあがってから浸炭時間は 0~5hr の範囲であった。温度をこの合金のオーステナイト領域まであげたのは炭素の固溶限がフェライト領域のそれに比して格段に広く、目標の全炭素濃度域にわたってオーステナイト 1 相になるので、炭素濃度の変化が連続であり、濃度の調節が容易なこと、および温度が高いので、炭素の拡散が容易になることによる。各時間浸炭をおこなったのち混合ガスを流すのをやめて、炉中の混合ガスを排気し、試料内部の炭素を均一化するため同一温度で 3 hr 真空焼鈍した。鉄中の炭素の拡散係数 *D* が 1000°C で、 $\sim 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{sec}$ であるから拡散距離を $(Dt)^{1/2}$ として (*t* は時間) 計算すると $\sim 10^{-1} \text{ cm}$ となり試料の厚さから考えてこの焼鈍時間内で炭素は試料中心部へ十分拡散しているはずである。均一化焼鈍後はこれを室温まで炉冷した。内部摩擦測定に用いた試料は、炉冷したものを再び 720°C に加熱し、この温度で 1 hr 保持して溶体化処理後水焼入した。焼入後内部摩擦測定をはじめるまで 10~20 min 要し、この間室温にさらされたが、この程度の温度および時間の経過では炭素の析出は無視してよいものとした。内部摩擦測定装置は逆吊ねじり振子型であり、振動周波数は約 1 Hz に統一した。測定温度範囲は -40°C ~ 125°C であり、低温から徐々に昇温させ測定した。なお 20 Oe の磁場をかけた。

引張試験は、浸炭、均一化焼鈍後、炉冷した試料を再

び 1 atm He 雰囲気中で 720°C に加熱、1hr 保持して溶体化処理後、水焼入した試料を用い、インストロン型の引張試験機によりひずみ速度 $1.25 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ で行なった。(一定なのはクロスヘッド速度で、ひずみ速度は変化するがその変化は小さいので一定とみなした。) 試験温度は 15°C である。顕微鏡観察は光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡で行ないフェライト、パーライトなどの組織の存在を確かめた。浸炭試料中の炭素量は湿式分析により測定した。

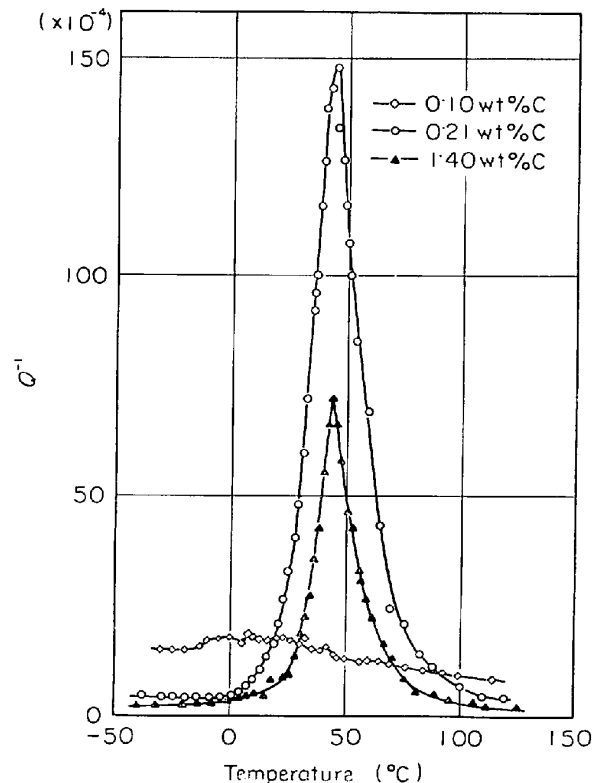


Fig. 1. Internal friction as a function of temperature for Fe-0.5 at% Ti alloys containing various amounts of carbon.

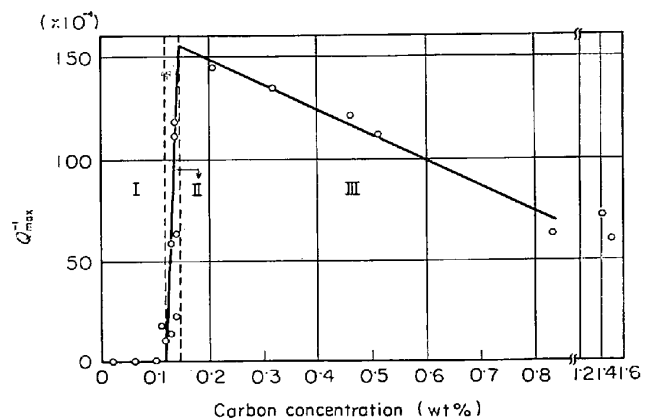


Fig. 2. Relation between Q_{\max}^{-1} and carbon concentration.

3. 実験結果

Fig. 1 に代表的な各種炭素量の場合の内部摩擦と測定温度との関係を示した。0.10 wt%C ではピークは認められず高原状の内部摩擦を示し、他の炭素量の試料のバックグラウンドの高さよりも高い値を $10 \sim 15 \times 10^{-4}$ 示した。0.21 wt%C, 1.40 wt%C の試料はともに尖鋭な対称性のよいピークを示し両試料とも 44°C で Q^{-1} の最大値 148×10^{-4} , 65×10^{-4} を示した。両試料のバックグラウンドの高さは、ほぼ等しく $\sim 5 \times 10^{-4}$ であつた。

Fig. 2 に各種の炭素量を有する試料の内部摩擦の最大値からバックグラウンドの値をさし引いた値 Q_{max}^1 と炭素濃度との関係を示した。これからわかるようにこの関係は3領域に分かれる。これを炭素濃度の順に考察すると、炭素濃度が 0.12 wt% まではスネークピークはあらわれず、したがって Q_{max}^1 はゼロである。炭素濃度が 0.12 wt% から 0.15 wt% までは Q_{max}^1 は炭素濃度に比例して直線的に増大し 0.15 wt% で $Q_{\text{max}}^1 \approx 155 \times 10^{-4}$ となる。まわりが鉄原子ばかりである侵入位置に固溶する炭素の量は Q_{max}^1 に比例するゆえ、鉄中に固溶した重量% C = $K \cdot Q_{\text{max}}^1$ で表わされる。この合金の K を本結果より求めたところ $K \approx 2$ であつた。炭素濃度が 0.15 wt% からさらに増大すると Q_{max}^1 は直線的に減少しはじめ $0.83 \text{ wt}\% \text{C}$ で $Q_{\text{max}}^1 \approx 65 \times 10^{-4}$ となる。この直線の傾き $dQ_{\text{max}}^1/dC \text{ wt}\% \text{C}$ は $\sim 1.3 \times 10^{-2}$ となる。なお 1.40 wt%C および 1.48 wt%C の Q_{max}^1 はそれぞれ 72×10^{-4} , 60×10^{-4} で $0.83 \text{ wt}\% \text{C}$ の Q_{max}^1 の値とそれほど変わらない。

Fig. 3 に焼入材を 15°C で塑性変形させたときの応力-ひずみ曲線を公称ひずみ 7% まで示した。この一連の応力-ひずみ曲線からわかるように炭素量の増大と

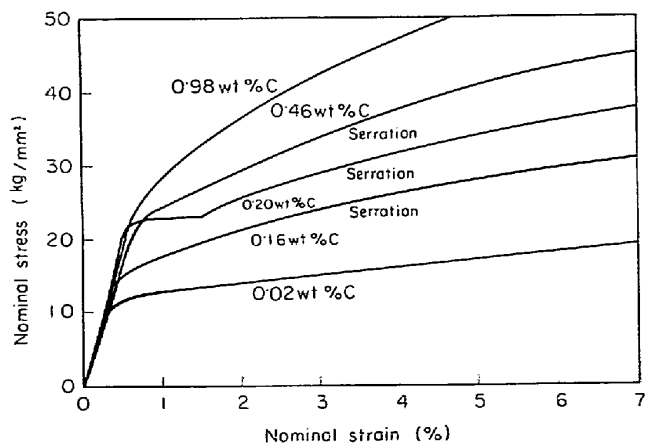


Fig. 3. Stress-strain curves of as quenched specimens, quenched from 720°C .

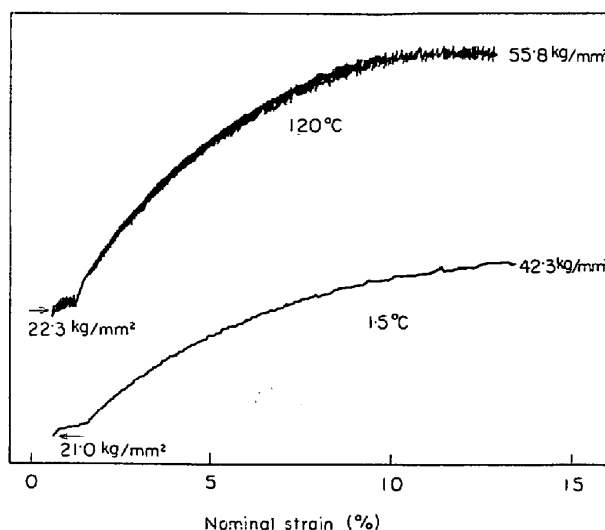


Fig. 4. Effect of testing temperature on the stress-strain curves of 0.2 wt% C specimens.

もに降伏応力と加工硬化率が増大するが、最も特徴的なことは 0.16 wt% C, 0.20 wt% C, 0.46 wt% C の試料の曲線がセレーションを示すことである。炭素の濃度の低い 0.02 wt% C や濃度の高い 0.98 wt% C の曲線にはセレーションは認められなかつた。セレーションは 0.20 wt% C の曲線に最も顕著であり、そのあらわれ方は変形初期においては振幅は小さく、あらわれ方の頻度は高いが変形の進行とともに振幅が大きくなりあらわれ方の頻度は低くなる。この種のセレーションは通常の α 青熱脆性域にみられるセレーションとは異なっている。これを比較するため、0.20 wt% C の試料を 120°C で塑性変形させた場合の曲線と一緒に示したのが Fig. 4 である。 120°C の曲線にみられるセレーションは鋸歯状の jerky flow であり、 15°C の曲線にみられるセレーションは jerky flow というよりも repeated yielding である。さらに両方の加工硬化率をひずみ 2% から 5% の間の応力の増加量で比較すると 120°C の曲線は $4.9 \text{ kg/mm}^2/\%$ ひずみ、 15°C の曲線は $3.0 \text{ kg/mm}^2/\%$ ひずみとなり、後者は前者に比して小さく、これらのことから両方のセレーションは別な機構によつてゐることがわかる。

各炭素量の試料を焼入したのち 15°C で塑性変形させひずみ 4% のところで除荷し、 15°C で 2 min 間時効し荷重を再びかけたのちの流れ応力の変化量と、さら 2% にのひずみを与えたのち荷重をかけたまま 15°C で 2 min 間時効してから続いて塑性変形させたときの流れ応力の変化量を測定した。Fig. 5 は、この流れ応力の変化量 ΔY と試料の炭素濃度との関係を負荷、および除荷の両方について示したものである。負荷のまま時効すると

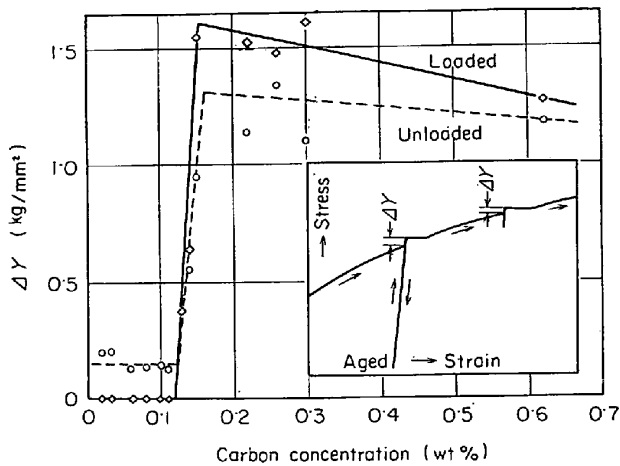


Fig. 5. Stress increment (ΔY) as a function of carbon concentration.

応力緩和によつて流れ応力がわずかに低下する。また除荷の場合には荷重がゼロになるまでの時間と再び荷重をかけて除荷前の流れ応力に達するまでの時間には各試料で多少のばらつきがあるがこれらは無視した。

Fig. 5 からわかるように流れ応力の変化量 ΔY は炭素量が 0.12 wt% までは負荷のまま時効した場合はゼロ、除荷後、時効した場合は $\sim 150 \text{ g/mm}^2$ という一定値を示す。炭素量が 0.12 wt% から 0.15 wt% までは ΔY は負荷、除荷の両方とも直線的に増加し 0.15 wt% C では負荷の方が高い値を示しその値はそれぞれ $\sim 1.6 \text{ kg/mm}^2$, $\sim 1.3 \text{ kg/mm}^2$ と推定された。炭素量がさらに増大すると ΔY は両方ともゆるやかに減少する。一般に炭素量が増大するとともに靱性が低下するので ΔY の測定が可能であつた上限である 0.62 wt% C の試料において負荷、除荷の両方の値を比較するとそれぞれ 1.27 kg/mm^2 , 1.18 kg/mm^2 であつた。

時効による流れ応力の変化量と炭素濃度の関係は Fig. 2 の内部摩擦の Q_{max} と炭素濃度の関係によく一致した傾向を示した。

4. 考 察

鉄の置換型溶質原子と炭素原子との相互作用による内部摩擦としては、Fe-Al-C²⁾, Fe-Si-C³⁾ 合金においては通常の Fe-C 系に見られるスネークピークに加えて異常ピークが現われることが報告されているが、鉄-チタン合金においてはこのような異常ピークは認められなかつた。なおまた、一連の試料の電子顕微鏡観察および電子線回折の結果ではチタン炭化物の存在も認めることはできなかった。

このことはチタンが化学的に非常に活性な元素である

ことから、この合金の炭素ははじめチタン原子のまわりの侵入位置を示唆していると考えられる。炭素原子は、結晶学的に考えられる 32 種類の位置すなわち面の中心あるいは、稜の中心 (八面体位置) と四面体位置にはいることが予想されるが、チタン原子が結晶格子の単位胞の中心に位置しているものとするれば、八面体位置のうちでも面の中心 (最隣接) と稜の中心 (第 2 隣接) は、熱力学的に等価でなくなる。炭素原子はこの 3 種の侵入位置のうちエネルギーレベルの最も低い、チタン原子に最も近い位置である面の中心 (八面体位置) にあると考えるべきであろう。

さらに、本実験に用いた試料の 0.5 at% 程度のチタン量では、単位胞のなかに対をなしてチタン原子が固溶している場合のことは考えなくてもよいであろう。

炭素原子がスネーク規則化をするためにこのような安定位置から隣接する同様の安全位置へジャンプするためには、直接ジャンプすることはできず、エネルギーレベルの高い稜の中心もしくは四面体位置を通らなければならない。それゆえ炭素原子は近接してチタン原子のない場合の移動に比して活性化エネルギーが高く、ジャンプを行なう確率は少ないものと考えられる。したがつて、置換型溶質原子と炭素原子の結合エネルギーの大小によつて通常のスネークピークのほかに異常ピークが現われる可能性もあるが、本実験ではこの種の異常ピークは測定されなかつた。それゆえ炭素原子とチタン原子との結合力は強く、炭素原子がジャンプするための活性化エネルギーはきわめて高いものと考えられる。

このように、チタン原子のまわりに侵入した炭素原子は強固にチタン原子と結合しており、スネーク内部摩擦には寄与しないことを結論してもよいであろう。

炭素量が増加してまわりが鉄原子ばかりである侵入位置を炭素原子が占めるようになれば、通常の Fe-C 合金に見られるスネークピークが現われることが期待され、別に行なつた 80ppm の炭素を固溶する鉄のピークは温度が 43°C であつたことから、Fig. 1 に示すスネークピークは通常の Fe-C 合金のものと同じものと考えられる。炭素の濃度が稀薄である場合には、炭素原子はランダムな位置に分布しているが、濃度が高くなつたときには炭素原子同志の相互作用を考慮しなければならない。同一の侵入型溶質原子間の相互作用による内部摩擦としては、V 族の遷移金属である Ta と Nb 中の酸素、窒素に関して見い出されており⁴⁾⁵⁾、この場合のスネークピークは幅広がりが大きく、異なつた緩和時間を持つた 2 つ以上のピークの重なり合つたものとして解釈されている。しかし炭素原子の対が相互作用ピークを示すという

報告はない。本実験の場合もスネークピークは尖鋭な対称性のよいピークになっている。したがって、ここで選んだ焼入温度における鉄-チタン合金の炭素の固溶限までに現われたスネークピークは単一の緩和過程によつていふものと考えてよい。

さらに炭素量がふえて焼入温度の 720°C における炭素の固溶限を超えれば、炭素はセメンタイトとして析出する。セメンタイトは内部摩擦へ寄与しない。ただセメンタイトの量が増加することは α 鉄の体積比率が減少することになるから、間接的にスネークピークの大きさに影響を与えることが考えられる。

内部摩擦における緩和強度は結晶格子中に固溶した侵入型溶質原子濃度に正比例し、絶対温度 T に逆比例する。また外力の方向に強く依存する。内部摩擦の最大値 Q_{\max}^{-1} と炭素濃度の関係を調べる場合には緩和強度に影響する諸因子について考察せねばならない。考えられる因子を列举すると①集合組織の影響、②結晶粒界と炭化物の影響、③ magneto-mechanical damping の影響があげられよう。緩和強度は外力の方向に強く依存するので多結晶の場合、各結晶粒の方位がランダムになっていることが望ましい。本実験で用いた鉄-0.5at% チタン合金の試料は最終圧延率が 80% というかなり強加工した板から切り出したものである。したがって $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態点下で再結晶させた場合集合組織を生ずることが考えられる。この集合組織は、緩和強度に強い影響を及ぼす。多結晶材の集合組織を消失させるには $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 変態点を数回往復させることが必要である。本実験では 980°C というオーステナイト域で浸炭と均一化焼鈍を行なったため $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 変態点を 1 往復させたことになる。したがって集合組織は完全に消滅しているとはいえないが各結晶粒がほぼランダム方位である多結晶材がえられたとしてよいであろう。

スネークダンピングは固溶炭素の応力誘発規則化によつて起こるものであるからなんらかの原因によつて炭素原子の運動がさまたげられればスネークピークは消失する。チタン原子による炭素の固着は別としてほかに結晶粒界やパーライト中のセメンタイトは焼入の際炭素の析出のシンクとして作用する。それでは焼入の際どの程度の距離、結晶粒界やセメンタイトから離れているフェライト中の固溶炭素が両者に向かつて析出するかを検討すると、温度 T のときのフェライト中の炭素の拡散係数を $D(T)$ として焼入してから冷却されるまでの時間を t とすると拡散距離は $\left[\int_0^t D(T) dt \right]^{1/2}$ となる。この値は正確には計算できないが結晶粒界の存在によつてそれがな



Photo. 1. Microstructure of pearlite $\times 1200$ (4/7)

いときに比して Q_{\max}^{-1} の値は小さくなり、セメンタイトの存在によつて Q_{\max}^{-1} の値はフェライトとセメンタイトの体積比率から予想される値よりも低い値をとることは理解できる。細かい結晶粒の試料は粗い結晶粒の試料よりも結晶粒界の表面積が相対的に大きい。それゆえ結晶粒径が小さくなるとともに Q_{\max}^{-1} は小さくなっていくことは定性的に理解できよう。STARK[®]らによると、平均結晶粒径 45μ を境にしてそれ以上ではスネークピークの高さは結晶粒径に依存せず真の炭素固溶限の濃度の Q_{\max}^{-1} に一致し、平均結晶粒径が 45μ よりも小さくなるとスネークピークの高さは急激に小さくなる。本実験の場合、0.14 wt% C の試料の平均結晶粒径は $50 \sim 60\mu$ であり、0.02 wt% C の試料のそれはさらに粗い。したがって本実験では結晶粒界の影響は考慮しなくてもよいものと考えた。なおパーライトはフェライト中に島状に存在する。このパーライト組織を走査型電子顕微鏡で観察したのが Photo. 1 である。1200 倍の倍率であるがフェライトとセメンタイトがラメラ状になっていることがわかる。このラメラの間隔は 1μ よりも小さく、したがってパーライト中の共析フェライト中の固溶炭素はかなりの部分が焼入の際セメンタイト近傍へ析出すると予想され、このような場合の Q_{\max}^{-1} は 720°C での炭素の最大固溶限の濃度を示すフェライトとセメンタイトとの体積比率に従った値とパーライトとの体積比率に従った値との中間にあると予想される。

一般に鉄の純度が高くなると magneto-mechanical damping の効果が大きくなることが知られている。

この種の内部摩擦を除くためにはたとえば電解鉄は $\sim 80\text{Oe}$ の磁場をかければ内部摩擦はひずみ振幅に依存しなくなるといわれている。本実験では内部摩擦測定装置の能力上 $\sim 20\text{Oe}$ の磁場しかかけられなかつたが、炭素を相当に含んだ合金の測定をおこなっているためこ

の種の原因による内部摩擦は無視してよいと考えた。以上、内部摩擦の緩和強度に影響する諸因子について考察したのち Fig. 2 の Q_{\max}^1 と炭素濃度との関係を考察すると、領域 I は鉄-0.5 at% チタン合金中に侵入した炭素がチタン原子を囲む侵入位置にはいり、チタンとの結合力が強いため交番応力がかかったときにも動くことができないためスネークピークを生じなくなつたものと考えられる。スネークピークを示さない炭素濃度の上限が 0.12 wt% であることから、これを原子%にすると 0.5 at% となりチタンとほぼ 1 対 1 の対応をすることになる。したがって鉄中の炭素をチタンにすべて scavenging させるには、ほぼ同原子%のチタンを加えればよいことになる。この場合、チタンは他の侵入型原子の窒素や、酸素およびいおうなども結合しやすい。したがって KÖSTER⁹⁾の実験結果とは異なつた値を得たものは本実験に用いた試料の純度がよいことによると考えられる。

工業的には上述したように鋼に Ti を添加することによつてストレッチャーストレインや青熱脆性を防止することができるであろうことが考えられる。この侵入位置がすべてふさがると炭素はまわりがすべて鉄原子ばかりである侵入位置へ入りしたがって Q_{\max}^1 は炭素の固溶量に比例して増大することになる。Fig. 2 において (0.15 wt%) - (0.12 wt%) = 0.03 wt% がまわりが鉄原子ばかりである侵入位置へはいつた炭素量でありこれは焼入温度 720°C の固溶限にほぼ一致しているものと考えられる。合金化すると一般に炭素の固溶限は変化する⁷⁾が Fe-C 2 元系での 720°C における炭素の固溶限は 0.02 wt% であるから、0.5 at% チタンの添加によつて 720°C における炭素の固溶限は 7.5 倍にひろがつたことがわかる。これが Fig. 2 に示した領域 (I + II) である。この固溶限を超えて炭素を加えると第二相セメンタイトの析出がはじまる。組織的には Ti-C とまわりが鉄原子ばかりである侵入位置に 0.03 wt%C を固溶した初析フェライトと、パーライトである。鉄-炭素系状態図を参考にすると全面パーライト地になるのは 0.83 wt%C である。この合金の場合、0.15 wt%C が Ti-C をつくつた炭素と鉄結晶格子中に固溶した炭素の量であるから 0.5 at% チタンの添加によつてこの共析点が変わらなるとすれば全面パーライト地になるのは炭素量が 0.98 wt%C になつたときであると考えられる。領域 III の直線はフェライトとパーライトとの体積比率にしたがつたものに近い値を示す。このことからパーライト中の共析フェライトの内部摩擦に対する寄与は比較的小さいことがわかる。全面パーライト地である 1.40 wt%C,

1.48 wt%C の試料の Q_{\max}^1 の値が共析フェライト中の固溶炭素のみの内部摩擦に対する寄与をあらわしており、これは全面フェライトで炭素を最大限固溶している試料の Q_{\max}^1 の値の約 2/5 の値を示した。Fig. 3, Fig. 4 に示す 15°C におけるセレーションは炭素原子の規則化に由来するものである⁹⁾。15°C という温度と 1.25×10^{-4} /sec というひずみ速度からして炭素の長距離拡散による転位の固着は不可能である。Fig. 5 に示す変形応力の上昇 ΔY も、Fig. 2 と同様炭素原子の規則化に由来するものである。すなわち炭素量が 0.12 wt% までは炭素はチタンに強固にくぎづけされているため新たな転位の応力場を緩和するための規則化は起こらないと考えられる。除荷の場合に ~ 150 g/mm² という値を示すのは HAASEN と KELLY¹⁰⁾が指摘したように除荷により転位の配列が変わつたためであり fcc 金属におこる LOMER-COTTRELL 不動転位の形成と類似な転位反応が鉄-チタン合金にもおこるのが原因であろう。この反応としては $a/2[111] + a/2[\bar{1}\bar{1}\bar{1}] \rightarrow a[010]$ (a は格子定数) のような形式が考えられる。炭素原子の規則化は結晶格子中の隣りあう侵入位置間のジャンプのみが関係するので非常に急速であり、室温では 2~3 sec のあいだにおこるといわれる。転位の移動は炭素原子の規則化を破壊することになるので規則化がないときに比して余分のエネルギーを要する。したがってこの位置から転位を動かすには規則化がないときに比して余分の外力をかけてやらねばならない。この効果は他の硬化機構に付加的であり固溶した炭素量に比例する。0.12 wt%~0.15 wt% の間の炭素量では ΔY は固溶炭素量に比例している。除荷して時効した場合よりも負荷のまま時効した場合の方が、 ΔY の濃度依存性は大きく、前ひずみ量の違いによる ΔY への影響は無視できるほど小さかつた。炭素量が 0.15 wt% を超えると第二相セメンタイトの析出がはじまり ΔY はゆるやかに減少する。この減少の程度は Fig. 2 の Q_{\max}^1 と炭素濃度の関係のときよりもわずかではあるが小さかつた。

5. 結 論

鉄-0.5 at% チタン合金に浸炭を行ない、試料を 720°C に 1hr 保持後焼入した場合の合金中の炭素の分布状態およびそれが機械的性質に対する影響を調べて、つぎの結論を得た。

(1) 炭素量が 0.12 wt% までは、内部摩擦のスネークピークはあらわれずスネーク規則化による流れ応力の変化量 ΔY はゼロである。これは炭素原子がチタンに強固に固着されたため結晶格子中の隣りあう侵入位置間

のジャンプすらできないことを示している。

(2) 炭素量が 0.12 wt% から 0.15 wt% までは、スネークピークがあらわれその Q_{\max}^1 はゼロから直線的に増大し、0.15 wt% で $Q_{\max}^1 \approx 155 \times 10^{-4}$ である。スネーク規則化による流れ応力の変化量 ΔY も直線的に増大する。これはチタンを隣接位置に含まない鉄結晶格子中に炭素が固溶していくためである。

(3) 炭素量が 0.15 wt% を超えるとセメントタイトの析出がはじまり一定体積中のフェライトの体積比率が減少するため Q_{\max}^1 は減少する。この減少の程度はフェライトとパーライトとの体積比率にしたがったものに近いが全面パーライト地になつてもスネークピークは存在し、その Q_{\max}^1 の値は全面フェライトの場合の最大値の約 2/5 である。なお流れ応力の変化量 ΔY も減少しこの程度は Q_{\max}^1 の場合に比して小さい。

(4) この合金の内部摩擦のスネークピークは鉄-炭素系にみられるものと同じであり、合金化によつて生ずる異常ピークは観察されなかつた。

(5) 鉄中の炭素をチタンによつてすべて scavenging させるには炭素とチタンを同原子%にすればよい。すなわち炭素原子とチタン原子は 1 対 1 の対応で結合する。

(6) 720°C における鉄中の炭素の固溶限は 0.5 at% チタンの添加によつて 7.5 倍にひろがる。

(7) 炭素量が 0.12 wt% までの場合除荷して時効したときの流れ応力の変化量が $\sim 150 \text{ g/mm}^2$ を示すの

は除荷により転位の配列がかわつたためである。この原因は fcc 金属におこる LOMER-COTTRELL 不動転位の形成と類似な転位反応による不動転位の形成が原因であると推論される。

おわりに試料の溶製、加工、分析を行なつていただいた石川島播磨重工業(株)技術研究所雑賀喜規博士、日本鉱業(株)ならびに日本鋼管(株)技術研究所両角不二雄博士に厚く御礼申しあげます。

文 献

- 1) W. KÖSTER and J. HABER: Arch. Eisenhüttenw., 33(1962), p. 23
- 2) F. H. LAXER, J. W. FRAME, and D. J. BLICKWEDE: Trans. ASM, 53(1961), p. 683
- 3) D. A. LEAK and G. M. LEAK: JISI, 180(1958), p. 256
- 4) R. W. POWERS and M. V. DOYLE: Acta Met., 4(1956), p. 233
- 5) R. W. POWERS and M. V. DOYLE: Trans. AIME, 215(1959), p. 655
- 6) P. STARK, B. L. ABERBACH, and M. COHEN: Acta Met., 6(1958), p. 149
- 7) L. J. DIJKSTRA, R. J. SLADEK: Trans. AIME, 209(1953), p. 69
- 8) 田中: 鉄と鋼, 53(1967), p. 1586
- 9) D. V. WILSON, B. RUSSELL, and J. D. ESHELBY: Acta Met., 7(1959), p. 628
- 10) P. HAASEN and A. KELLY: Acta Met., 5(1957), p. 192