

論 文

UDC 669.245'26'25'28'1 : 669.018.44 : 539.434 : 548.53 : 621.785.78

Inconel 617 合金のクリープ強度におよぼす
粒界移動および再結晶の影響*

美野 和明**・大友 暁**・雑賀 喜規***

Effect of Grain Boundary Migration and Recrystallization
on the Creep Strength of Inconel 617

Kazuaki MINO, Akira OHTOMO, and Yoshinori SAIGA

Synopsis:

A study has been made of the effects of grain boundary migration and recrystallization on the creep strength of the commercial Ni-22%Cr-12%Co-9%Mo alloy (Inconel 617) at 1 000°C.

Migrating grain boundaries caused a dissolution of carbides, resulting in carbide free zones behind them and in recrystallized grains. Notable grain boundary migration and recrystallization were observed preferentially on longitudinal grain boundaries in the specimens strained by more than 10% (tertiary stage) and they were considered to affect the creep strength in those specimens.

Decarburized specimens being free of grain boundary carbides exhibited significant grain boundary migration, and this fact implied a suppression of grain boundary migration by grain boundary carbides. A reduction of the creep strength by decarburization was explained in terms of a diminishing of these carbides contributing to depress the action of grain boundaries.

Partial recrystallization was observed in the specimens given a slight cold-rolling of 7.5% and subsequent annealing at 1 000°C. It was shown that recrystallization not only decreased the strengthening due to cold work but also degraded the strength by the associated microstructural changes, i.e., coarsening of carbides and formation of new grains or subgrains.

1. 緒 言

クリープ中に再結晶が起こるとクリープ速度が急に大きくなることは、例えば鉛¹⁾やニッケル²⁾で報告されている。クリープひずみに誘起されて起こる粒界移動も再結晶と同様に、ひずみ硬化を解消させ、クリープ速度を増大させることが予想されるが、逆に、比較的低温で粒界に発生するくさび型のクラックによりクリープ破壊する場合には、粒界移動がクリープ変形に伴う応力集中を緩和し、クラックの発生を抑制するためにクリープ延性がよくなることも報告³⁾されている。

粒界移動や再結晶が材料におよぼす影響として、このような強度的なものほかに、金属組織的なものがある。結晶粒の形状変化は言うまでもないが、第二相を含む合金では粒界移動や再結晶が起こると第二相の分散状態が

変化する場合があることが知られている⁴⁾⁵⁾。多くの耐熱合金は第二相を含んでおり、しかも、その分散状態により強度が変化する。したがって、このような組織変化を通して強度におよぼす粒界移動や再結晶の影響も重要であろう。このような例としては、冷間加工を施したステンレス鋼の強度が低下する原因として、理由はあまり明確に示されていないが、再結晶に伴う炭化物の粗大化を指摘したもの⁶⁾が挙げられよう。

クリープ強度におよぼす粒界移動や再結晶の影響としては、以上のようなものが考えられているが、実用合金では冷間加工材を除けば、あまり問題にならないためかこれらを扱った論文は少ないようである。しかし、最近航空機用タービン・ブレード材に用いられている超合金である Nimonic 108 (Ni-15Cr-20Co-5Mo-5Al-1.3Ti) は 800°C という低い温度でもクリープ中に再結晶する

* 昭和 52 年 1 月 26 日受付 (Received Jan. 26, 1977)

** 石川島播磨重工業(株)技術研究所 (Research Laboratories, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., 3-1-15 Toyosu Kōtō-ku Tokyo 135-91)

*** 石川島播磨重工業(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

ことが MAYES ら⁷⁾⁸⁾によつて報告されている。クリープ中の再結晶温度が静的な場合より低くなることは GRANT ら⁹⁾によつて冷間加工を施した AISI 347 鋼で示されているが、静的な再結晶温度が 1000°C に近いと考えられている⁸⁾合金が 800°C という低い温度でもクリープ中に再結晶を部分的にでもおこすことは注目すべきであろう。試験温度が高い場合、多くの耐熱合金でも、このような再結晶やさらに粒界移動がおこつていることが予想されるが、あまり報告されておらず、クリープ強度におよぼす影響も明らかでない。

本研究では Ni 基の耐熱合金である Inconel 617 を用いて、まず、粒界移動や再結晶に伴う炭化物の分散状態の変化を光学顕微鏡を用いて調べた。つぎに、再結晶が起こりやすい冷間加工材についても同様の観察を行い、クリープ強度におよぼす影響を検討した。また、局部的に脱炭させた試料を用いて、炭化物の消失による粒界移動の促進がクリープ強度におよぼす影響を検討した。

2. 実験方法

試験材に用いた Inconel 617 は Huntington Alloys Inc. より購入したもので、固溶化処理を施した、厚さ 13mm の板材である。結晶粒度は ASTM No. 1.5 であり、化学成分は Table 1 に示すとおりである。本合金は 1000°C で時効させると、主として $M_{23}C_6$ 型の炭化物が粒内および粒界に析出する¹⁰⁾ことが知られている。

クリープ試験片は引張方向が板材の圧延方向と直角になるよう採取した。ゲージ部の直径は 6mm、長さは 30mm で、ゲージ間の伸びを差動トランスを用いて測定した。

クリープ試験後の組織は引張方向に平行な断面を光学顕微鏡で観察した。試験材の固溶化処理が完全ではないため、熱間鍛造の履歴が試験後の組織に見られるが、均一な組織部分を選んで観察した。エッチングは Photo. 5 のみ Kalling 液 (5g $CuCl_2 + 100$ ml $HCl + 100$ ml C_2H_5OH) を用いそれ以外はクロム酸液を用いて行つた。

3. 実験結果

3.1 粒界移動および再結晶に伴う組織変化

3.1.1 静的な加熱による粒界移動

18-8 ステンレス鋼では固溶化処理後、静的な加熱中に炭化物を引きずつて粒界が移動したり¹¹⁾、炭化物の析出に伴つて粒界が移動する¹²⁾ことが報告されている。したがつて Inconel 617 においても無応力下での加熱中にこのような粒界移動がおこることが考えられ、クリープ変形によるものと区別するためにはこの点を明らかにする必要がある。

Photo. 1 は固溶化処理材を 1000°C で 1000h 加熱した試験片の顕微鏡組織であり、本合金においても静的な加熱により粒界が移動することがわかる。移動する前の粒界の位置には炭化物が析出しており、移動後の粒界上にも粗大化した炭化物の析出が見られ、他の粒界と変わ

Table 1. Chemical composition of Inconel 617 studied.

C	Si	Mn	Fe	Cr	Co	Mo	Ai	Ti	Ni
0.069	0.19	0.05	1.02	20.31	11.71	8.64	0.72	0.57	Bal

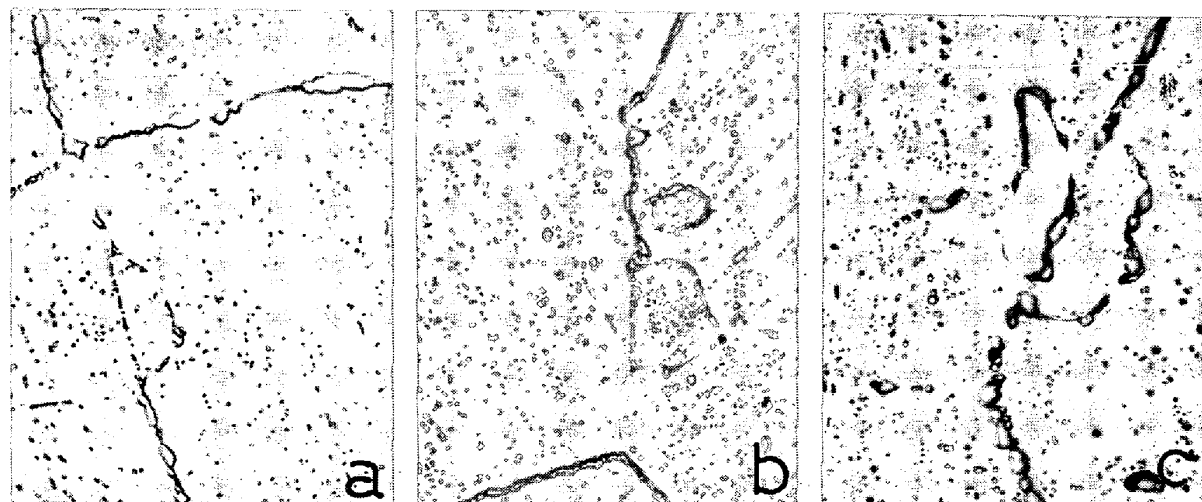


Photo. 1. Grain boundary migration observed in specimen aged at 1000°C for 1000h ($\times 500$).

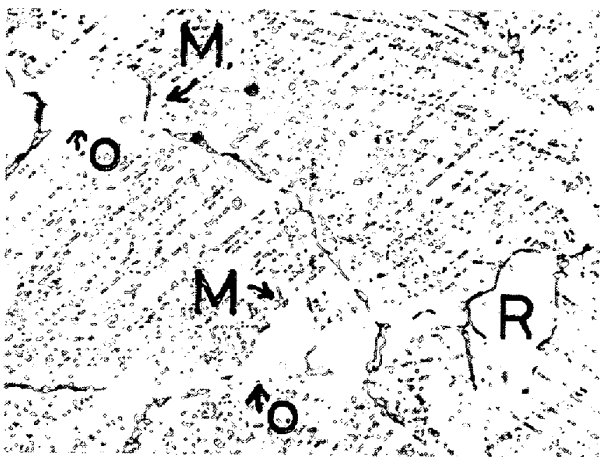


Photo. 2. Formation of carbide free zones by grain boundary migration (M) and recrystallization (R). "O" denotes original g. b. position. Crept by 12% at 1000°C, 2.5 kg/mm². Stress axis is horizontal. (×200)

らない。さらに粒界が通過した領域には炭化物が析出している。これらの組織は3.1.2で述べるようにクリープ変形に伴う粒界移動の場合と異なっている。さらに、このような粒界移動は高温で十分に固溶化処理を施した試料でも見られることから、固溶化処理によるひずみ除去が不完全なことに起因するものではなく、炭化物の析出に付随して起こつたものと考えられる。Photo. 1 (b), (c)に見られる島状結晶は局部的に粒界が移動して生じたふくらみがさらに成長する際に、ふくらみ部分が分離されて形成されたと思われる。なお、分離されるまで進展していないがこのようなふくらみは HILLERT ら¹²⁾の論文でも見られる。

3.1.2 クリープ変形に伴う粒界移動および再結晶

クリープ変形に伴つておこつた粒界移動や再結晶は静的な加熱中の場合と比べて、かなり異なつた組織変化を示す。Photo. 2に示すように、移動した粒界上には炭化物の析出が少なく、元の粒界の位置にも炭化物がほとんど見られない。さらに、顕著な組織変化として粒界が通過した領域には炭化物が非常に少ないことを挙げられる。粒界の移動に伴う無析出領域の形成は、炭化物を分散させた銅やニッケルの冷間加工材を焼鈍した場合にしばしば観察されており、粒界が炭化物を引きずつて移動するためであると考えられている⁹⁾。炭化物についても前述のように、ステンレス鋼で粒界が約2 μ の大きさの炭化物を引きずつて移動することを示唆した KOCH らの報告¹¹⁾があり、本実験でもおこりうると考えられる。しかし、本合金における粒界移動の場合、彼らの結果と異なり、移動した粒界上には炭化物の析出が少ない。したがつて、粒界が炭化物を引きずつて動いているとは考

えにくく、むしろ粒界が移動する際に出会つた炭化物を再固溶させ、近傍の炭化物上に再析出するために生じるものとする。このような再固溶の例は整合性が良く、微細な炭化物を含む合金で見られている⁹⁾。本合金の場合、Photo. 2に示すようにほぼ完全に無析出領域を形成する理由として、炭化物の析出が転位密度の少ない再結晶領域で起こりにくく、しかも、局部的な再固溶では十分な炭素の過飽和度が得られないことが挙げられよう。

クリープ中に起こる粒界移動や再結晶における他の特徴として、Photo. 2の例で見られるように、これらが引張方向に平行に近い粒界でほとんど起こつている。炭化物と母相の間に炭化物が圧縮応力を受けるような非整合があるとすると、引張方向に近い方位にある粒界上の炭化物は不安定になるが、そのためか引張方向に平行な粒界上にある炭化物は引張方向に垂直な粒界上にあるものに比べ、概して間隔が大きく析出量も少ない。このような粒界炭化物の析出量の差異が前述の優先方位性が見られる原因として考えられるが十分明らかではない。

3.2 クリープ強度におよぼす粒界移動および再結晶の影響

3.2.1 固溶化処理材

1000°Cで2000hまでのクリープ試験を行い、粒界移動や再結晶がおこる頻度とクリープひずみの関係を調べた結果を Fig. 1に示す。ここでは頻度としてクリープ試験片の縦方向断面(観察面積:約1×5mm²)に見られる粒界で粒界移動や再結晶がおこつている割合を求めた。クリープ変形によりおこつた粒界移動や再結晶とそうでないものは炭化物の組織変化が異なることから、両者を区別することが可能であるが、Fig. 1はクリープ変形により起こつたと推定されるものだけを調べたものである。数%のひずみまでは粒界移動や再結晶がほとんど見られず、変形量がさらに増すにつれてその頻度は大きくなるが、6~7%のひずみで高々4%である。3次

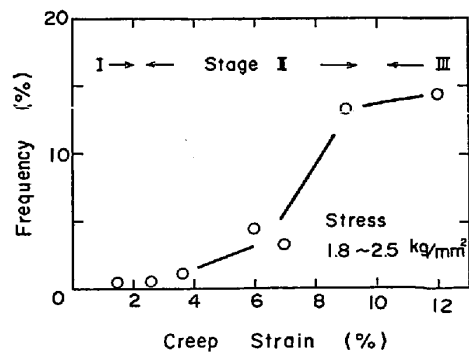


Fig. 1. Fraction of grain boundaries involved in migration and recrystallization during creep at 1000°C as a function of strain.

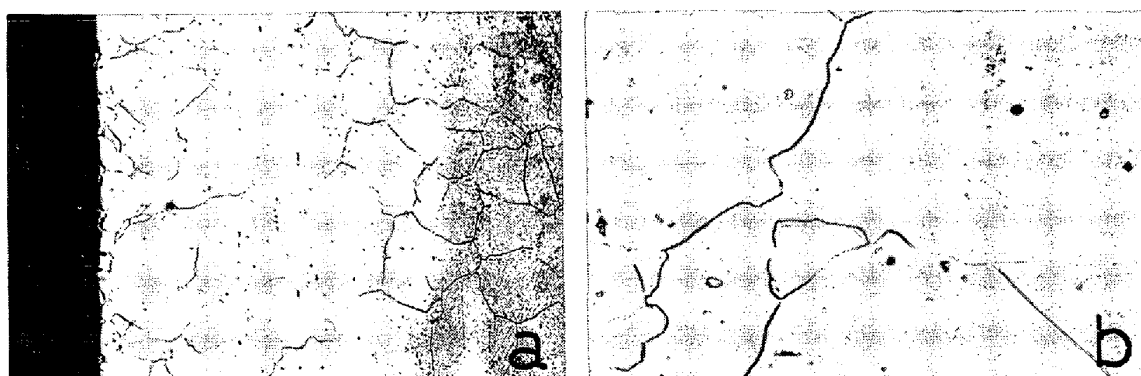


Photo. 3. Microstructures of longitudinal section of specimen crept by 5% in decarburizing helium gas, showing notable grain boundary migration in decarburized zone (a: $\times 40$, b: $\times 200$).

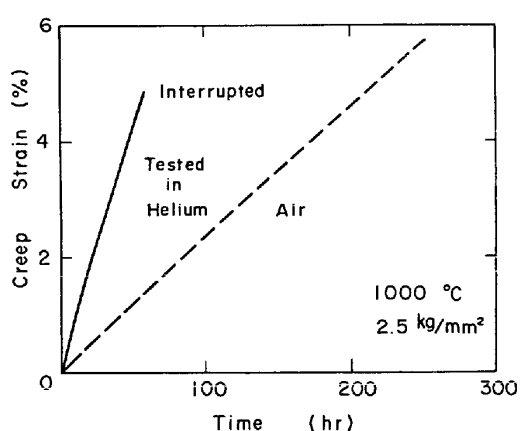


Fig. 2. Creep-test in decarburizing helium for examination of microstructure in decarburized zone (see Photo. 3).

クリープまで変形させても頻度は 14% 程度であり、後に述べる脱炭層で見られる粒界移動のように全体的にはおこらない。しかし 3 次クリープ段階では Photo. 2 で示したような粒界移動や再結晶による著しい炭化物欠乏領域が見られ、クリープ強度におよぼす影響は無視できない。

粒界に析出した炭化物は粒界移動がおこるのを阻止することは十分に予想されるが、これは次の実験から明らかである。Photo. 3 は脱炭性のヘリウムガス中で Fig. 2 に示すようなクリープ試験を行つた試料の顕微鏡組織である。粒界に炭化物が析出している場合、5% ひずみでは粒界移動は稀れにしか見られないのに対して、脱炭層では粒界が屈曲しており、移動したことがわかる。このように炭化物の析出が少ない材料では変形初期から粒界移動がかなり観察され、クリープ強度に影響をおよぼすことが考えられるが、これについては 4.1 でさらに検討する。

3.2.2 冷間加工材

本合金は 1000°C でのクリープ中に部分的ではあるが

再結晶が見られた。したがって、わずかな量の冷間加工を加えれば容易に再結晶が進展することが予想される。Photo. 4 は冷間圧延により 0~9% のひずみを与えた後 1000°C で 150 h 加熱した時の組織である。加工材は非加工材に比べ、炭化物がより微細であるが、これは加工により導入された欠陥が析出物の核発生を促したためであろう。AISI 316 ステンレス鋼においても冷間加工による析出促進効果が見られており¹³⁾、一般的な現象であると思われる。5% 加工材では 150 h 程度の加熱による再結晶はあまり見られないが、加工度が 7.5% を超えると部分的な再結晶がおこっているのはつきりと認められる。微細な炭化物が析出している非再結晶部と比べて、再結晶した領域は炭化物の析出が少なくなつたり、粗大な炭化物が散在している。このような再結晶に伴う炭化物の分散状態の変化は前述のクリープ中におけるものと同じである。

Fig. 3 および 4 は 1000°C でクリープ試験を行つた結果であるが、初期のクリープ速度を見ると、Fig. 4 の加工材を除いて、すべて加工材では非加工材より小さい。これは多くの金属や合金で見られており¹⁴⁾冷間加工の効果と考えるとよいだろう。しかし、Nimonic 80A のように逆にクリープ速度が大きくなる例も報告されており¹⁵⁾、再結晶がおこらない限り、クリープ強化されるというものではないようである。5% 加工材で最もクリープ速度が小さく、それ以上に加工度を上げると、逆にクリープ速度が大きくなつているが、これは 7.5% 以上の加工度で再結晶が急に顕著になることを示した Photo. 4 とよく一致しており、再結晶により加工硬化の解消がおこつたと考えられる。しかし、Fig. 4 の 17% 加工材に見られるように、非加工材よりクリープ速度が大きくなることも説明するためには他の因子である、再結晶に伴う組織変化を考慮しなければならない。このような組織変



Photo. 4. Microstructures of specimens cold rolled by (a) 0%, (b) 5%, (c) 7.5%, (d) 9% and subsequently annealed at 1000°C for 150h ($\times 200$).

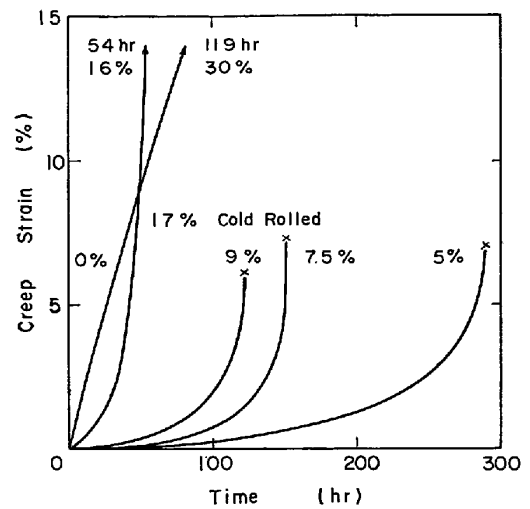


Fig. 3. Influence of cold rolling on creep curves at 1000°C, 3.5 kg/mm².

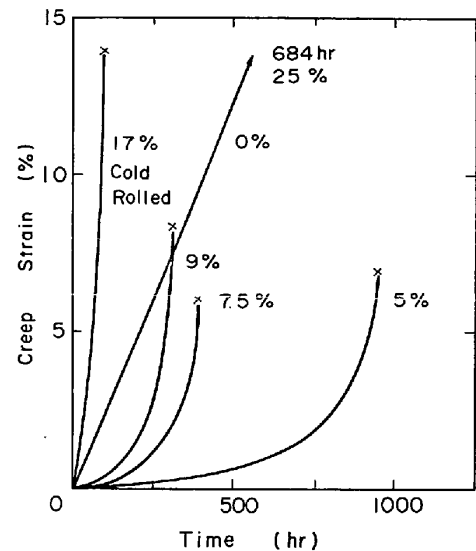


Fig. 4. Influence of cold rolling on creep curves at 1000°C, 2.5 kg/mm².

化としてはステンレス鋼の場合⁶⁾では結晶粒の微細化および炭化物の粗大化が挙げられているが、これについては4.2で検討する。

冷間加工によりクリープ破断延性が低下することはめずらしくなく¹⁵⁾, Fig. 3~4に示すように本合金においても見られている。この理由として、単純にボイドやクラックができやすいことで説明される場合もある¹⁵⁾。本実験でも加工材では十分に变形しないうちに試験片の全面にボイドやクラックが認められることからこのような説明は可能であろう。しかし試験片のすべての結晶において一様に加工硬化が解消されず、冷間加工による硬化が十分に残っている部分と回復により弱化した部分が混合した組織になるために破断伸びが小さくなることも考

えられよう。硬化部がほとんど変形しないうちに软化部でボイドやクラックが発生すれば、破断時における試験片全体の平均伸びは小さくなる。

4. 考 察

固溶化処理を施した Inconel 617 の 1000°C におけるクリープ試験では、粒界移動や再結晶は3次クリープ段階（本実験の範囲では約 10% ひずみ）に至らないと顕著に見られず、定常クリープ段階にある6~7%ひずみではわずかしら認められなかつた。しかし炭素量の低い材料や冷間加工材ではこれが著しく見られ、クリープ強度におよぼす影響をさらに検討する必要がある。

4.1 クリープ強度におよぼす炭化物の影響

クリープ中に再結晶が起こるとクリープ速度が大きくなることは前にも述べたように、鉛¹⁾やニッケル²⁾を用いた実験で知られており、亜結晶粒が再結晶に伴って大きくなることが報告されている²⁾。これらの場合、再結晶は短時間で完了し、その後のクリープ速度は再結晶が起こる前の値に戻っているが、一般的には部分的な再結晶が徐々に進展すると考えられよう。本合金における

再結晶に伴う微視的組織の変化は明らかではないが、これらによるクリープ強度の低下は考えられる。また、クリープ速度の粒度依存性を説明する上で、転位の発生¹⁶⁾や消滅源¹⁷⁾として粒界の重要性が指摘されており、動きやすい粒界ほど活発に働くことは予想されよう。したがって、クリープ強化における炭化物の役割として、粒内炭化物と転位の相互作用は言うまでもないが、本実験で見られたように粒界移動や再結晶がおこるのを阻止する粒界炭化物の効果も重要であろう。

この効果を調べるために次のような実験を行った。不純物ガスを含む脱炭性のヘリウムガス中で6mmφのクリープ試験片を 1000°C で 150h 加熱して約 0.7mm の脱炭層を形成させ、平均炭素量を加熱前の 0.069% から 0.045% にまで低下させた。2本の試験片のうち1本はそのまま、もう1本はさらに高真空のシリカ・カプセルに封じ込み、 1200°C で 1h 加熱した後、 1000°C でクリープ試験を行った。試験前の組織を示す Photo. 5 に見られるように脱炭後に行った高温の固溶化処理により結晶粒度は変わっていない。これらの試験材および比較のために行なつた非脱炭材（固溶化処理材）とそれを

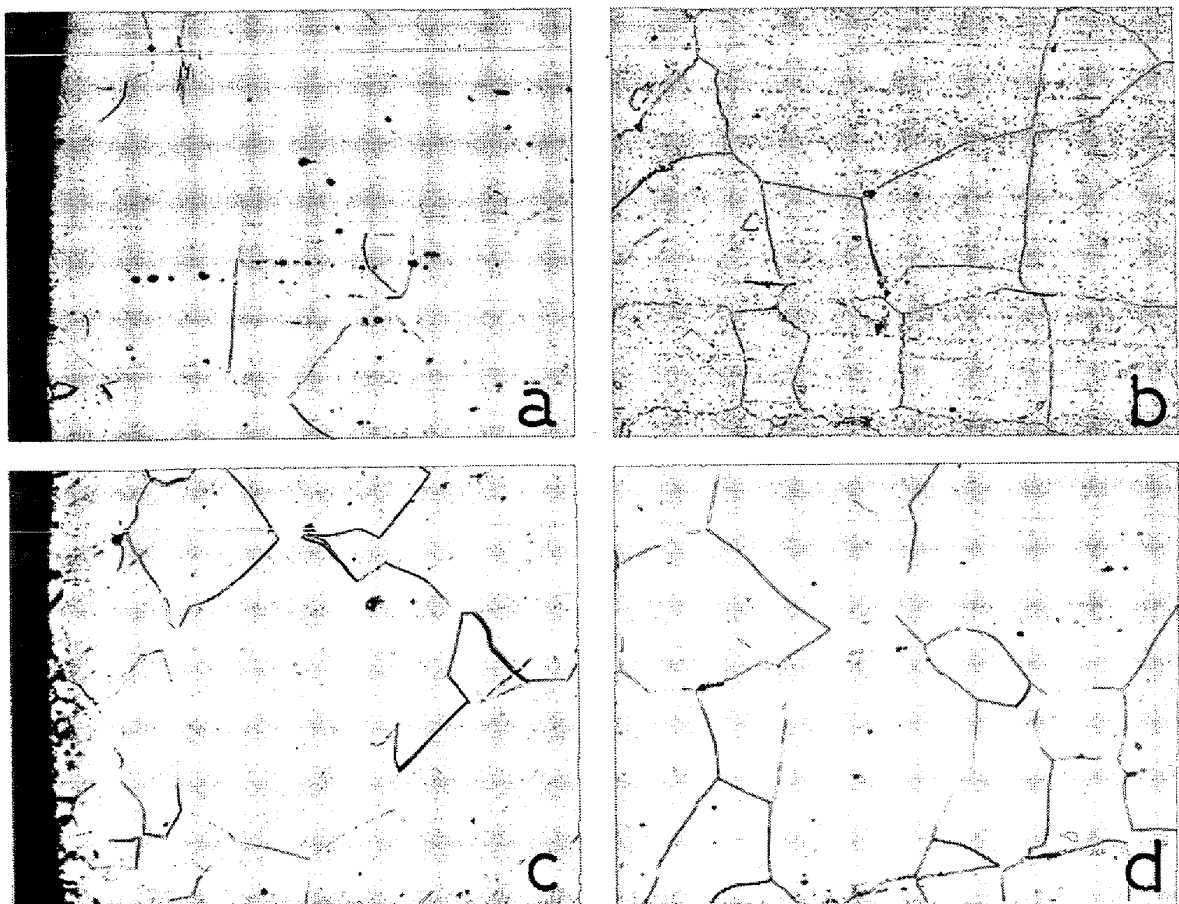


Photo. 5. Microstructures of surface area and center of specimens prior to creep test. a, b : decarburized in helium at 1000°C for 150h, c, d : subsequently annealed at 1200°C for 1h ($\times 200$).

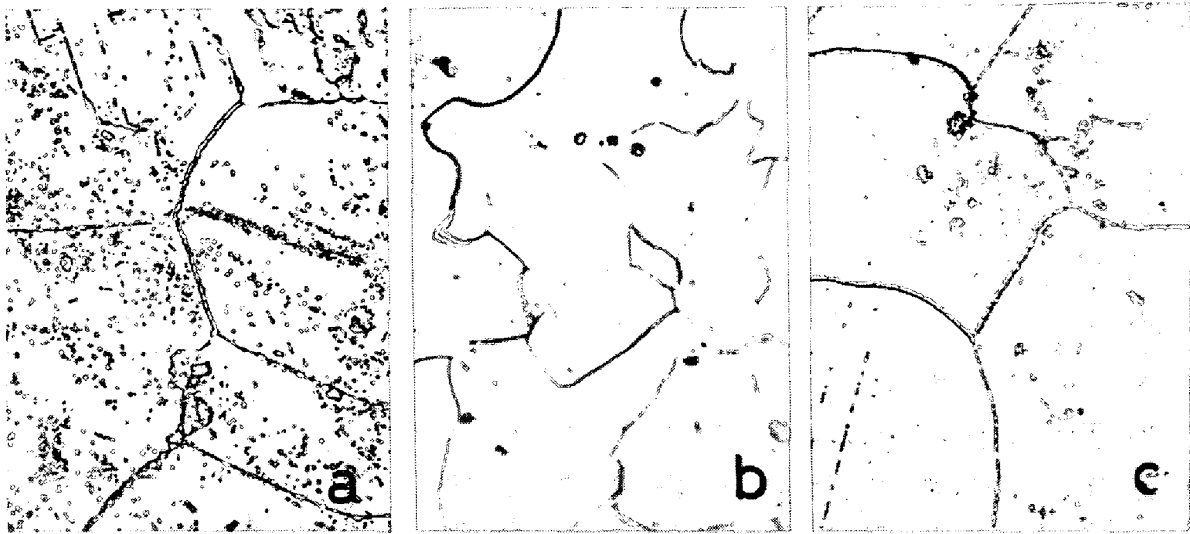


Photo. 6. Microstructures of surface area of specimens creep tested at 1000°C, 2.5 kg/mm².
 a: solution annealed, strained by 6.9%, b: decarburized, strained by 12.8%,
 c: subsequently annealed, strained by 6.9%. (×200)

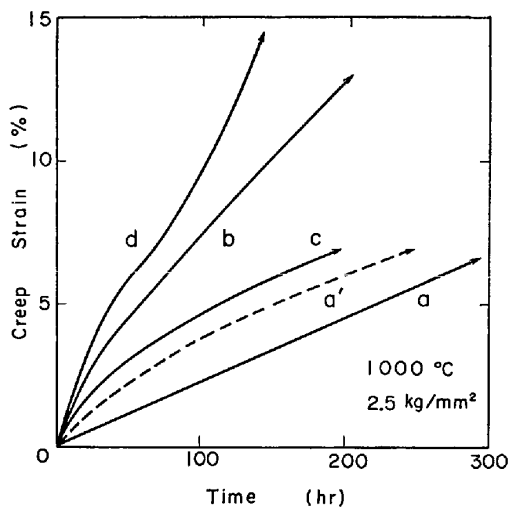


Fig. 5. Effect of decarburization and subsequent heat-treatment on the creep strength (a: sol. ann. a': subsequently aged at 1000°C for 150h, b: decarburized in He at 1000°C for 150h, c: subsequently annealed at 1200°C for 1h, d: decarburized for 500h and annealed for 2h).

1000°Cで150h(脱炭処理と同一温度, 時間)加熱した時効材のクリープ試験結果をFig.5に示す。脱炭したままの試験材bはクリープ速度が非脱炭材aの2.5倍に増大している。しかし脱炭後に固溶化処理を行なった試験材cを非脱炭材aと比べると, 遷移クリープ段階で差異があるが, 定常段階におけるクリープ速度はほぼ等しく, 脱炭後の固溶化処理により定常段階でのクリープ強度が回復したと言えよう。クリープ試験後の組織を示したPhoto.6からわかるように, 試験材cは特に脱炭が起こつた表面近傍で粒内炭化物が非脱炭材aに比べて著

しく少なく, 粒内炭化物によるクリープ強化が両試験材で同等であるとは考えにくい。一方, 粒界炭化物に注目すると, クリープ速度の大きい脱炭したままの試験材bでは脱炭層でこれがほとんど見られず, 著しい粒界移動が見られているのに対して, 定常クリープ速度がほぼ等しい試験材a, cではともに粒界に炭化物が十分に析出しており, 粒界移動はほとんど認められない。したがって, 高温の固溶化処理による脱炭材のクリープ強度の回復の要因を考える上で, 粒界移動を阻止している粒界炭化物の効果を評価するのがむしろ妥当であろう。

ヘリウム中1000°Cで500h加熱して, 炭素量を0.02%まで脱炭させると粒内炭化物のみならず粒界炭化物が少なくなるため, 1200°Cで2h固溶化処理を行なつても, クリープ強度はFig.5dに示すように回復しない。なお, 炭素量が0.02%とかなり多いにもかかわらず析出炭化物が少ないのは, 偏在した固溶しにくい粗大炭化物が炭素分析値にかなり現われているためと思われる。

以上の実験でクリープ強化に果たす炭化物の役割として1000°C程度もの高温では粒内炭化物による析出強化よりむしろ粒界炭化物による粒界移動の阻止が重要であると考察したわけであるが, 前述のように転位の発生・消滅源としての粒界の重要性を指摘した報告もあり, 今後このような粒界の役割と粒界炭化物の関連をさらに検討する必要がある。本合金に類似したNi-Cr-W系合金においても粒内炭化物による析出強化は1000°C程度の高温では長時間になるとあまり期待できず¹⁸⁾, 炭素の多量添加はかえつて強度を低下させる¹⁹⁾ことが報告されている。一方, 脱炭による強度低下はFig.2およびFig.

5に示すように顕著であり、クリープ破断強度が30%以上も減少するわけであるから、粒界炭化物の役割はクリープ強度を考える上で十分に検討されるべきであろう。

4.2 再結晶による冷間加工材の強度低下

Fig. 4の17%加工材に見られるようにクリープ速度が変形初期から非加工材より大きいことから再結晶は単に加工硬化を解消するだけではなく、それに伴う組織変化がクリープ速度を増大させていると考えられることを3.2で述べた。冷間加工に伴うクリープ速度の減少と再結晶によるクリープ速度の増大の兼ね合いに関するものはクリープ試験時間内での再結晶度であり、これが加工材と非加工材のクリープ強度の優劣を決定する上で重要である。そのため、同一の加工度や試験温度でも試験時間の長短により強度の優劣は異なる場合がある。ここでは加工材のクリープ速度を増大させる要因である再結晶に伴う組織変化について議論する。組織変化として、しばしば指摘されている⁶⁾(1)結晶粒の微細化および(2)炭化物の粗大化を考える。本実験では加工度および再結晶度が低いためにPhoto. 4(c), (d)に見られるように、元の結晶粒内に新しい結晶粒あるいは亜結晶粒が局所的にしか形成されていない。このような組織を組晶粒が微細化していると表現するのは必ずしも不適当でないが、従来の研究との比較からここでは(1)の表現を用いた。

炭化物の析出がほとんど見られず(2)の因子とは無関係な低炭素材(0.008%C)における冷間加工によるクリープ強度の低下を前述の高炭素材(0.069%C)の結果と比較したものをFig. 6に示す。低炭素材は高炭素材に比べて再結晶が起こりやすいため、加工度は同じでも再結晶の頻度は異なる。したがって両者を比較する場合厳密には加工度ではなく再結晶度をパラメータとしなければならない。しかし、ここでは再結晶による炭化物の

粗大化とは無関係な低炭素材でも冷間加工により高炭素材で見られるような著しい強度低下が(1)の要因によって起こりうることに注目したい。Fig. 6はクリープ破断時間で比較しているが、本実験で用いた低炭素材の場合破断伸びは冷間加工により低下しないから、破断時間の減少はクリープ速度の増大を意味するものと考えてよいであろう。なお、低炭素材はPhoto. 7に示すように冷間加工を施さなくても容易に再結晶が起こるため、高炭素材における約5%の加工度での強度ピークは見られない。

再結晶によるクリープ強度の低下は炭化物の粗大化を考えなくても説明できることを以上で述べた。しかし炭

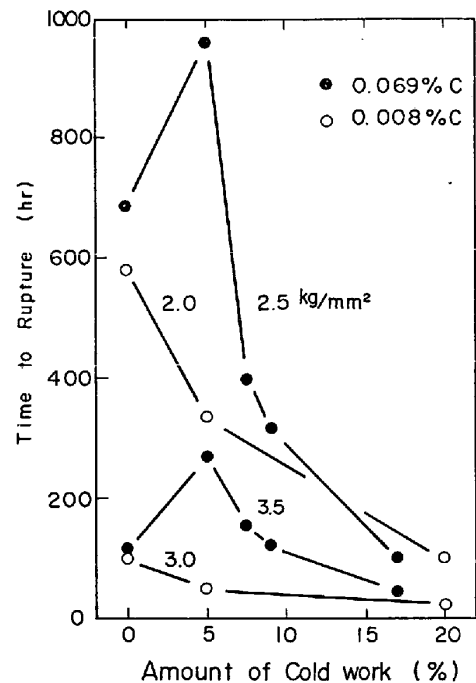


Fig. 6. Influence of carbon content on variations of time to rupture at 1000°C with amount of cold work.

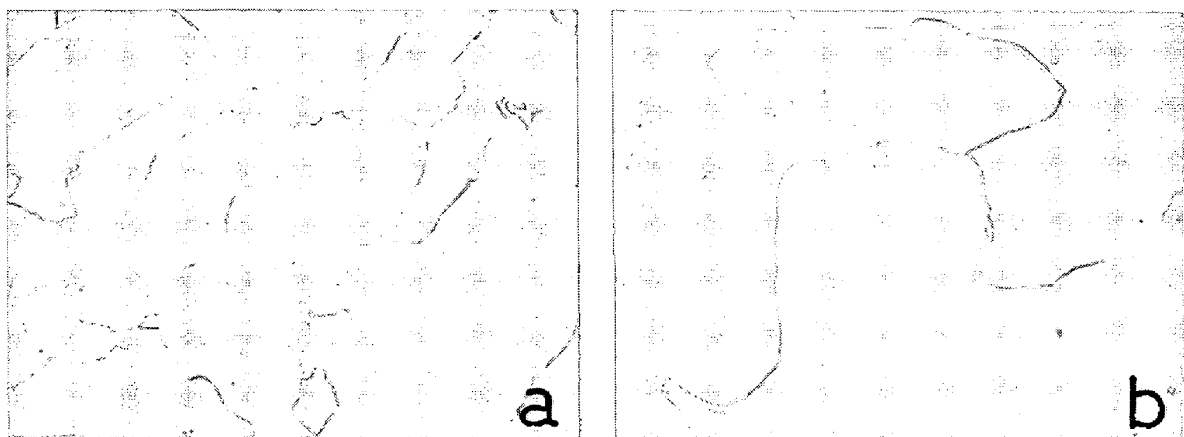


Photo. 7. Microstructures after creep test of solution annealed specimen containing low carbon (a : $\times 200$, b : $\times 500$).

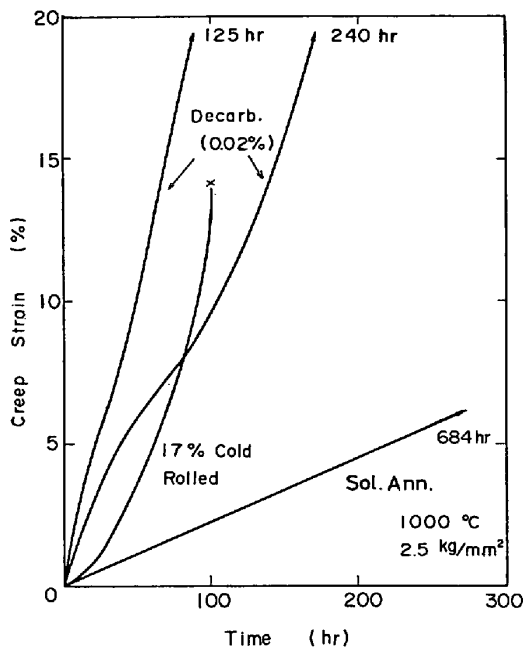


Fig. 7. Degradation of creep strength by cold work as compared to that for specimens decarburized to 0.02%C.

化物が粗大化してクリープ強化に寄与できなくなった場合に強度が低下することは4・1で述べた脱炭材の結果から十分に考えられる。さらにクリープ強度における炭化物の役割は脱炭によるクリープ強度の低下からわかるが、Fig. 7に示すように加工度が本実験で最大の17%加工材の強度低下を説明しうる程度に顕著である。

このように再結晶により冷間加工材のクリープ速度が増大する要因として(1)および(2)のいずれも本実験の範囲では否定できず、ともに重要であることがわかった。

5. 結 言

(1) Inconel 617は1000°Cでのクリープ中に粒界移動や再結晶が起こり、粒界が通過した跡に炭化物欠乏領域を形成する。これは炭化物が粒界と出会うと固溶し近傍の炭化物に再析出するために生じたものと考えられる。

(2) これらは約10%以上(3次クリープ段階に相当)のひずみを与えると、引張方向に平行な粒界で多く見られ、クリープ強度におよぼす影響は無視できなくなる。

(3) 本合金は6~7%(定常クリープ段階に相当)まで変形させても粒界移動はわずかしか見られないのに対し、脱炭させた試験片では5%程度のひずみでも著しく見られ、粒界炭化物は粒界移動が起こるのを阻止することがわかった。

(4) 脱炭による1000°Cのような高温でのクリープ強度の低下を粒界移動を阻止する粒界炭化物の消失によつて説明した。

(5) 冷間加工はクリープ強度を高めるが、1000°Cではわずか7.5%の加工度でも短時間の加熱で部分的な再結晶が起こり、その効果は弱まる。また、再結晶に伴う金属組織の変化は加工材の強度をさらに劣化させることがわかった。この組織変化としては元の結晶粒内での新しい結晶粒あるいは亜結晶粒の形成および炭化物の粗大化が挙げられるが、両者とも強度低下の要因として考えられることを示した。

文 献

- 1) R. C. GIFFKINS: J. Inst. Metals, 87 (1961-62), p. 255
- 2) G. J. RICHARDSON, C. M. SELLARS, and W. J. MaG. TEGART: Acta Met, 14(1966), p. 1225
- 3) F. GAROFALO, R. W. WHITMORE, W. F. DOMIS, and F. von GEMMINGEN: Trans. AIME, 221(1961), p. 310
- 4) J. W. CHRISTIAN: The Theory of Transformations in Metals and Alloys, (1965), p. 710 [Pergamon Press]
- 5) H. GLEITER and B. CHALMERS: Progress in Materials Science, ed. by B. Chalmers, J. W. Christian, and T. B. Massalski, 16(1972), p. 127 [Pergamon Press]
- 6) 織田貞四郎, 吉井 徹, 片山勇造, 上原勝景: 日本金属学会誌, 25(1961), p. 241
- 7) P. F. MAYES and P. HANCOCK: Metal Sci. J., 7(1973), p. 69
- 8) P. F. MAYES and P. HANCOCK: ibid, 9(1975), p. 145
- 9) N. J. GRANT, A. G. BUCKLIN, and W. ROWLAND: Trans. ASM, 48(1956), p. 446
- 10) W. L. MANKINS, J. C. HOSIER, and T. H. BASSFORD: Met. Trans., 5(1974), p. 2579
- 11) E. F. KOCH and K. T. AUST: Acta Met., 15 (1967), p. 405
- 12) M. HILLERT and R. LAGNEBORG: J. Mat. Sci., 6(1971), p. 208
- 13) B. WEISS and R. STICKLER: Met. Trans., 3 (1972), p. 851
- 14) F. GAROFALO: Fundamentals of Creep and and Creep-Rupture in Metals(足立訳), (1968), [丸善]
- 15) B. F. DYSON and M. J. RODGERS: Metal Sci. J., 8(1974), p. 261
- 16) F. GAROFALO, W. DOMIS, and F. von GEMMINGEN: Trans. AIME, 230(1964), p. 1460
- 17) T. B. GIBBONS and B. E. HOPKINS: Metal Sci. J., 5(1971), p. 233
- 18) 大村泰三, 佐平健彰, 迫ノ岡晃彦, 米沢 登: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1363
- 19) 渡辺力蔵, 千葉芳孝, 九重常男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2405
- 20) 雑賀喜規, 大友 暁, 美野和明: 学振耐熱金属材料研究委員会報告, 16(1975), p. 311