

高温長時間使用した SUS 304 の材質劣化と再固溶化熱処理の影響

近藤 義宏*・松村 智秀*²・行方 二郎*
山口 泰広*³・田中 勝*³・半谷 文雄*³

Degradation of SUS 304 by High Temperature Exposure and Recovering Heat-treatment Effect

Yoshihiro KONDO, Tomohide MATSUMURA, Jirou NAMEKATA,
Yasuhiro YAMAGUCHI, Masaru TANAKA and Fumio HANGAI

Synopsis:

The degradation of mechanical properties of SUS 304 during high temperature exposure were investigated by comparing as solution treated specimen with the specimen serviced for 120 000 h in an ethylene plant. Additionally, a restoration of mechanical properties was examined by applying the re-solution treatment to the specimen serviced for the prolonged time, and the microstructural change which affected the degradation was discussed. There was little difference in short time tensile properties among the above three different specimens, except for rupture ductility. More than half decreases in a creep resistance, a creep rupture strength and an impact property were detected in serviced specimen. All these properties, however, could substantially be restored by the application of re-solution treatment to the serviced specimen. The degradation of these mechanical properties during high temperature service were mainly caused by the intergranular precipitation of a sigma phase, and the decrease in density of carbide precipitates, accompanied with the intergranular precipitation of a sigma phase.

Key words: heat treatment; stainless steel; steel for elevated temperature service; precipitation; creep; strength; mechanical testing.

1. 緒 言

高温構造部材の設計基準の一つとして 10^5 h クリープ破断強さが用いられてきたが、すでに 10^5 h を超え、なお稼働中の高温機器の数がわが国においては急増している。そこで、長時間使用されたこれら高温構造部材の更新時期を決定する目的で、余命推定法や損傷評価技術の確立が急がれている。また、高温使用に起因した材料強度の低下量を定量的に把握しようとする基礎的な研究も、一方ではいくつか行われてきている^{1)~9)}。高温使用により生じる材料強度の低下に対しては、従来、割れや空泡の発生及び伝播に起因した機械的損傷¹⁾²⁾あるいは炭化物の粗大化のような試料全体で均一に生じる組織変化に基づいた材質劣化^{3)~9)}がおもなる原因として考えられてきた。ところが、木村らは Cr-Mo-V 鋼のような低

合金鋼においては、これら機械的損傷や均一な組織変化が強度低下を招くのではなく、旧オーステナイト粒界に沿ったフェライトの形成という不均一な組織変化に基づいた材質劣化が強度低下の要因であることを指摘した^{10)~12)}。しかし、オーステナイト系耐熱鋼の高温クリープにおける強度低下については、これまで粒界における割れの発生及び伝播のような機械的損傷と関連づけられてきた。また、耐熱鋼を高温で長時間使用した場合、強度低下だけではなく、破断延性の低下のような脆化現象が生じることも良く知られている^{6)9)13)~17)}。この場合も、炭化物あるいは σ 相等の金属間化合物の粒界における塊状析出と粒界割れの誘発との関連が検討される場合が多い⁶⁾⁹⁾¹³⁾。しかし、粒界におけるそのような組織変化の、短時間の引張特性あるいは高温クリープ抵抗に及ぼす効果はほとんど検討されていない。したがって、機

昭和 58 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 9 月 4 日受付 (Received Sep. 4, 1987)

* 防衛大学校機械工学教室 工博 (Department of Mechanical Engineering, The National Defense Academy, 1-10-20 Hashirimizu Yokosuka 239)

*² 防衛大学校機械工学教室 (Department of Mechanical Engineering, The National Defense Academy)

*³ ニダック(株)技術部 (Engineering department, Nidak corp.)

機械的損傷を受けることがなく、材質劣化のみが生ずると考えられる単純時効材を取り上げ、高温使用による強度低下と組織変化との関連をまず検討する必要がある。また、材質劣化により強度低下を生じた材料の組織を再熱処理によつて初期の組織、例えば固溶化組織にもどせば、機械的性質も初期の値にまで回復することが予想される¹⁸⁾¹⁹⁾。しかし、再熱処理による高温長時間使用材の機械的性質の変化を SUS 304 などの鍛造材について検討した報告は少ない。

そこで本研究においては耐熱鋼としては、比較的使用温度が高いものの、単純時効とみなせるほど低い応力条件下において約 1.2×10^5 h 使用された SUS 304 について材質劣化の量を未使用材と比較することにより調べる。また、この長時間使用材に再度、固溶化熱処理を施すと材質劣化がほぼ完全に回復するかどうかを調査して、このような長時間使用材の材質劣化を決定する組織因子を検討する。

2. 実験方法

供試鋼はエチレン製造装置のナフサ分解炉内において比較的温度の高い対流部で約 1.2×10^5 h 使用された SUS 304 (以後、使用材と呼ぶ) であり、稼動温度は 750°C 、内圧 2.0 kgf/cm^2 (応力水準から判断して単純時効材とみなせる) と推定される。また、比較材として、Table 1 に示すように、使用材とほぼ同じ化学組成をもつ市販の SUS 304 (以後、未使用材と呼ぶ) も準備した。これについては 1100°C で 1 h の固溶化熱処理を施し、結晶粒径を使用材と同じ約 $100 \mu\text{m}$ に調整した。さらに、使用材に 1000°C 、30 h の再固溶化熱処理を施した試料 (以後、再固溶化材と呼ぶ) も準備した。なお、再固溶化材の結晶粒径も約 $100 \mu\text{m}$ である。短時間引張試験及びクリープ試験にはいずれも平行部径 6.0 mm 、標点距離 30 mm の試験片を使用し、前者については室温及び 750°C において、また、後者については 750°C の一温度域で行った。衝撃試験には JIS 4号 2 mm V ノッチサブサイズ ($5 \times 10 \times 55 \text{ mm}$) の試験片を準備し、計装化シャルピー衝撃試験機を使用して室温及び 750°C において行った。

組織観察には光顕、走査電顕及び透過電顕を用いた。

Table 1. Chemical composition of steels studied (wt%).

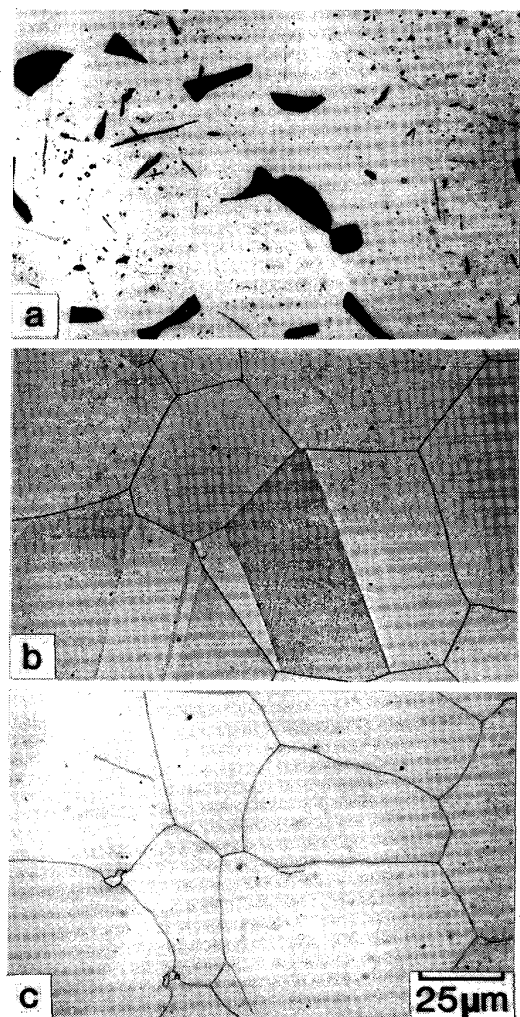
Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
As used	0.06	0.55	1.57	0.030	0.014	9.54	18.50
Virgin	0.08	0.60	1.29	0.028	0.005	9.24	18.70

また、析出相の同定は電解抽出残渣の X 線回折及び透過電顕の制限視野回折により行つたが、STEM タイプの分析電顕も併用した。

3. 実験結果

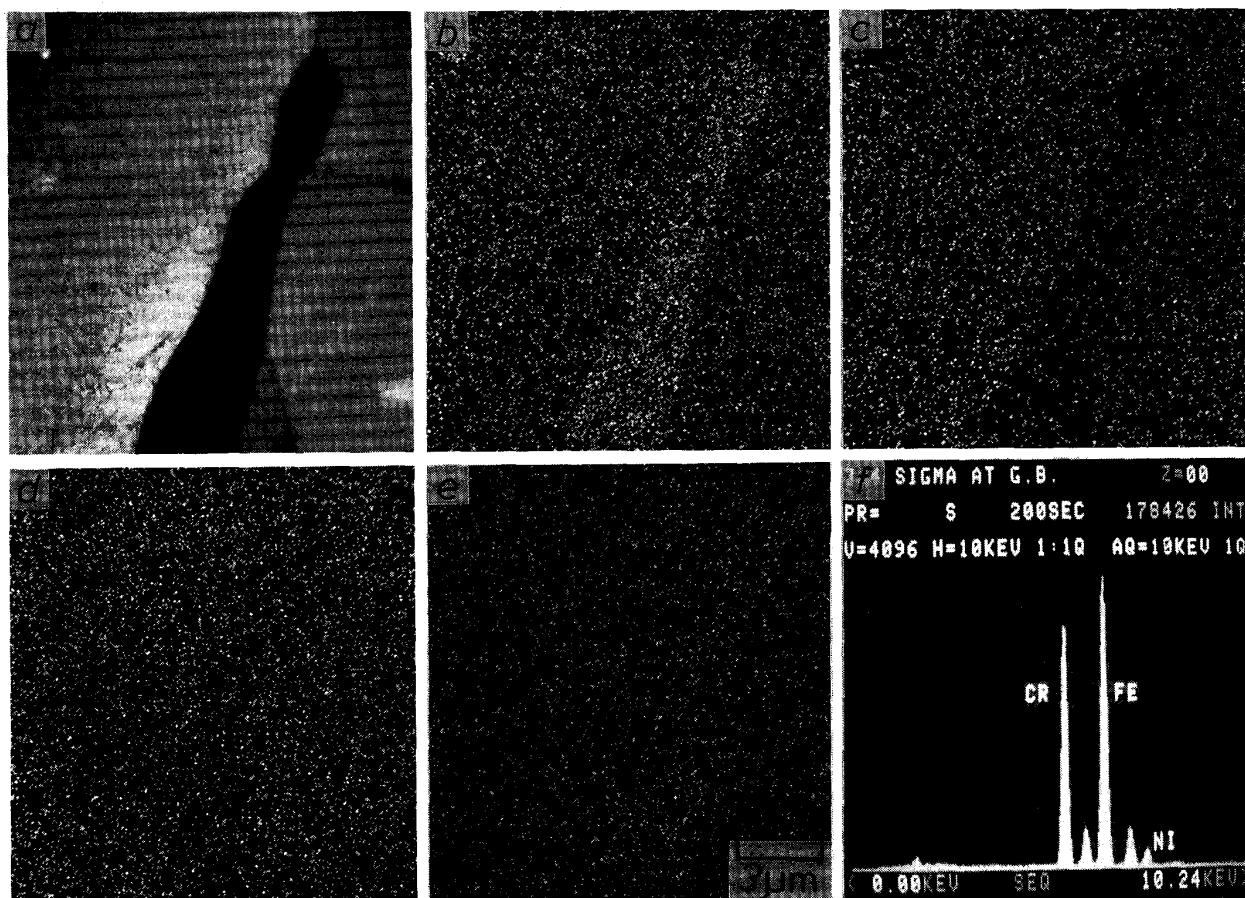
3.1 使用材の組織

Photo. 1 に使用材、未使用材及び再固溶化材の光顕組織を示す。なお、使用材(a)については 1 N の KOH による電解腐食を行つた。使用材の粒界においては黄色を呈した塊状の析出相が、また粒内でも青色を呈した粒状相に加えて黄色を呈した針状相が認められた。これらのカラー腐食より、黄色を呈した粒界の塊状相及び粒内の針状相は σ 相、また青色を呈した粒内の微細な粒状相は炭化物と推定される²⁰⁾。一方、未使用材(b)はほぼ完全な固溶化組織を示し、結晶粒径は使用材と同じ約



a : As used b : Virgin c : Re-solution treated

Photo. 1. Optical microstructures of as used, virgin and re-solution treated steels.



a : STEM image b : Cr-K α c : Ni-K α d : Fe-K α e : Si-K α f : EDX spectrum

Photo. 2. STEM image, X-ray mapping images (Cr-K α , Ni-K α , Fe-K α , Si-K α) and EDX spectrum of as used steel.

Table 2. Comparison of X-ray diffraction data of precipitates extracted from as used steel.

Experimental value		M ₂₃ C ₆ *		σ -phase**	
<i>d</i> _{obs.}	<i>I</i> _{obs.}	<i>d</i> _{M₂₃C₆}	<i>I</i> / <i>I</i> ₀	<i>d</i> _{σ}	<i>I</i> / <i>I</i> ₀
2.656	115	2.66	30	—	—
2.375	508	2.37	50	—	—
2.169	606	2.17	50	—	—
2.125	371	—	—	2.128	100
2.067	125	—	—	2.063	80
2.045	2 138	2.05	100	—	—
2.023	260	—	—	2.015	60
1.972	535	—	—	1.964	80
1.927	384	—	—	1.928	100
1.879	642	1.88	50	1.877	80
1.837	114	—	—	1.830	10
1.797	531	1.80	50	—	—
1.772	293	1.78	40	1.755	10
—	—	1.63	5	—	—
1.602	189	1.61	30	—	—

* : Representative JCPDS Card, 5-0708

** : Representative JCPDS Card, 14-0407

100 μ m に調整されている。さらに、再固溶化材(c)においては、ごく一部の粒界で δ -フェライト相が観察されたが、粒内において析出相は確認されず、ほぼ完全な固溶化組織を示している。また、再固溶化熱処理による

オーステナイト結晶粒の成長はほとんどない。

使用材から電解抽出した残渣の X 線回折結果を Table 2 に示す。JCPDS カード²¹⁾²²⁾での面間隔及び相対強度との比較より、使用材に析出した相は σ 相及び M₂₃C₆ と同定された。粒界に析出した塊状相の STEM 像、Cr, Ni, Fe 及び Si の特性 X 線像及び EDX スペクトルを Photo. 2 に示す。母相に比べ、塊状相の Cr 量は高く、また、Si もわずかに濃縮している。しかし、Fe 量にはほとんど差がなく、Ni 量は著しく低い。粒内の針状相及び粒状相についても、特性 X 線像を調べた。その結果、前者は粒界の塊状相とほぼ同様の組成を示し、後者は Cr 量が著しく高く、Ni 及び Fe 量は著しく低いことが判明した。さらに、粒界の塊状相について EDX による組成分析を行った結果、Cr と Fe がほぼ同量 (Cr : 42 at%, Fe : 52 at%) であり、 σ 相の組成^{23)~25)} とほぼ一致していた。したがって、粒界の塊状及び粒内の針状相は σ 相であり、粒内の粒状相は M₂₃C₆ であると判定される。

3.2 高温長時間使用による機械的性質の変化とこれに及ぼす再熱処理の影響

3.2.1 短時間引張特性の変化

室温及び750°Cで行ったSUS304の短時間引張試験結果をTable 3に示す。使用材及び未使用材とも0.2%耐力は室温で約25 kgf/mm², 750°Cにおいては約11 kgf/mm²であり, また引張強さは室温で約66 kgf/mm², 750°Cにおいては約21 kgf/mm²であり, 高温長時間の使用による低下はほとんどない。一方, 使用材の破断伸びは室温の試験において, 未使用材に比べ低い値を示すが, 750°Cにおける値はともに約70%であり, 両者に差違は生じない。また, 再固溶化材の0.2%耐力, 引張強さは室温及び750°Cのいずれの温度域においても使用材及び未使用材での値とほぼ同じである。一方, 使用材の室温における破断伸びの低下は再固溶化熱処理を

Table 3. Tensile properties of as used and virgin steels at room temperature and 750°C.

Temperature	Steel	Absorbed energy (kgf-m)		
		Et	Ei	Ep
Room temperature	As used	24.7	65.3	54.7
	Virgin	26.6	67.7	83.9
750°C	As used	10.3	20.5	70.0
	Virgin	11.4	22.0	73.0

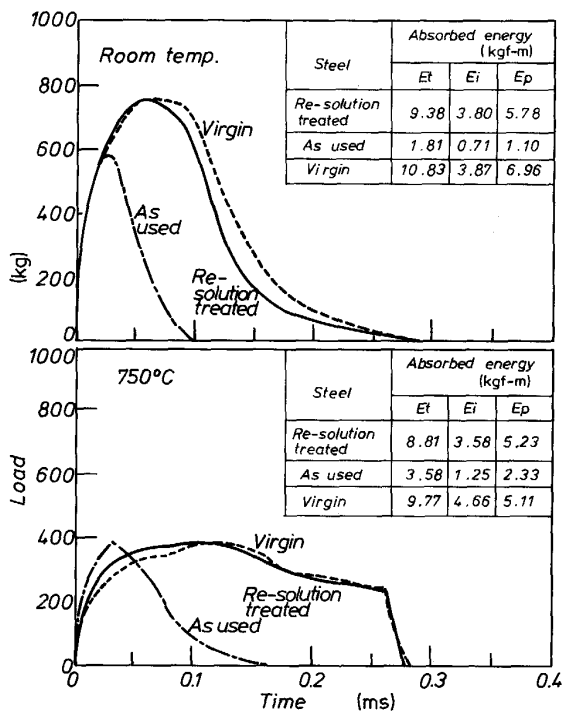


Fig. 1. Time-load curves and impact properties of as used, virgin and re-solution treated steels Charpy impact tested at room temperature and 750°C.

施すことにより, 未使用材の値にまで回復する。

3.2.2 衝撃特性の変化

計装化シャルピー衝撃試験機を用いて求めた室温及び750°Cでの荷重-時間曲線をFig. 1に示す。なお, 全吸収エネルギー, E_t , 最大荷重前のエネルギー, E_i , 及び最大荷重後のエネルギー, E_p , の値についても同図に併せて示した。最大荷重については, 使用材の値は未使用材に比べ室温においては小さいが, 750°Cではほとんど差はない。また, 最大荷重を示した後の荷重の減少量は, いずれの試験温度においても未使用材に比べ使用材で大きい。ところが, 使用材に再固溶化熱処理を施すと, い

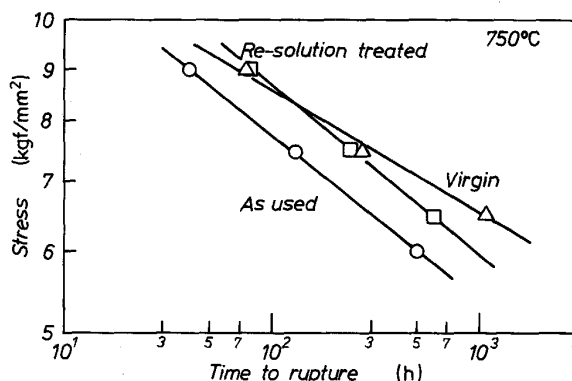


Fig. 2 Stress-time to rupture curves of as used, virgin and re-solution treated steels crept at 750°C.

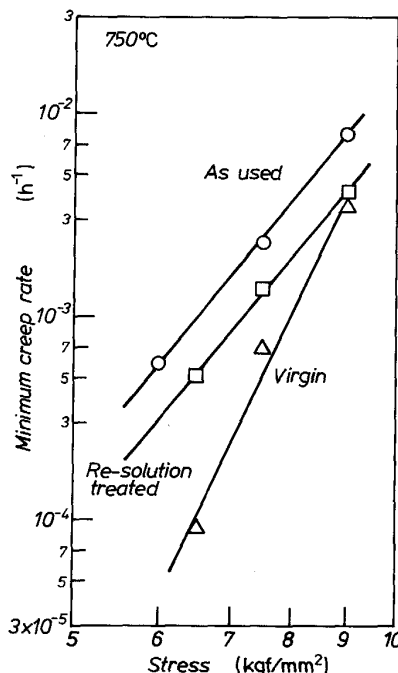


Fig. 3. Stress-minimum creep rate curves of as used, virgin and re-solution treated steels crept at 750°C.

ずれの試験温度においても荷重-時間曲線は未使用材のものとはほぼ一致するようになる。

3.2.3 クリープ特性の変化

使用材, 未使用材及び再固溶化材の 750°C における応力-破断時間曲線を Fig. 2 に示す. 使用材の破断時間は未使用材の 1/3~1/5 であり, 低応力, 長時間側において未使用材に比べてとくに短い. 使用材に再固溶化熱処理を施すと, 高応力, 短時間側の破断時間は未使用材の値にまで回復するが, 低応力, 長時間側の値は未使用材の値にまでは回復しない.

つぎに, 使用材, 未使用材及び再固溶化材の 750°C における応力-最小クリープ速度曲線を Fig. 3 に示す. 使用材の最小クリープ速度は高応力側において, 未使用材の約 3 倍であるが, 応力が低下すると 10 倍を超える. なお, 最小クリープ速度の応力指数, n , は使用材で約 5, 未使用材で約 8 であつた. ところが, 使用材に再固溶化熱処理を施すと, 最小クリープ速度は高応力側において未使用材の値にまで減少するが, 低応力側では未使用材の値までは減少せず, 最小クリープ速度の応力指数も使用材と同一の約 5 であつた.

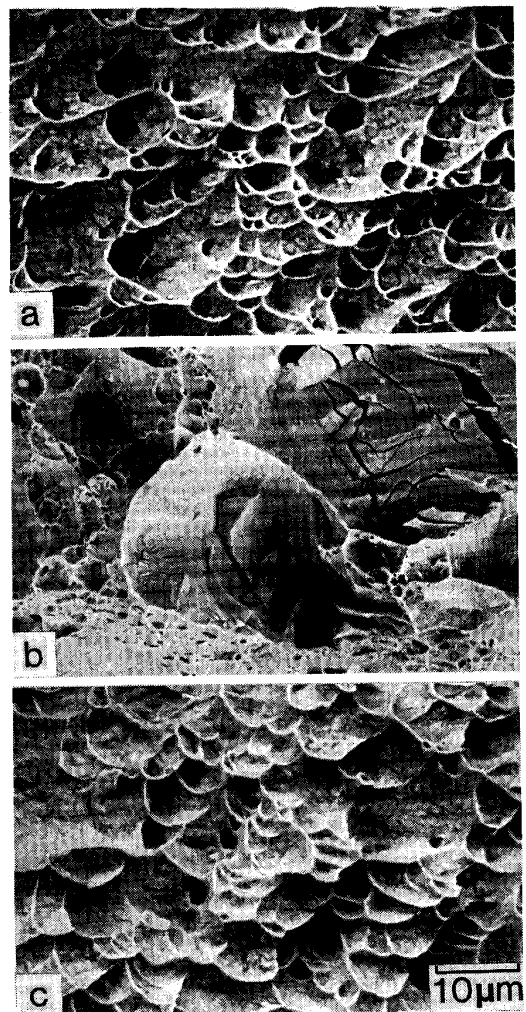
4. 考 察

4.1 長時間使用材の短時間引張特性及び衝撃特性に及ぼす組織の影響

750°C で約 1.2×10^5 h 使用した SUS 304 の長時間使用材は, 炭化物あるいは σ 相が析出し, それらが粗大化した組織からなり, γ 単相の未使用材の組織とは非常に異なつていたが, 短時間の引張強度については, 両者の差違はほとんどなかつた.

SUS 304 の固溶化材においては高温使用中に炭化物が析出して, これによる析出分散強化が働くようになる. 炭化物による析出分散強化の量は, 併せて生ずる固溶炭素による強化量²⁶⁾²⁷⁾の減少に比べ非常に大きいため, 高温加熱材の強度は固溶化材に比べ通常は高い. しかし, 固溶化材の 750°C における短時間引張試験に要する時間は最長 1 h 程度であり, 非常に短く, 短時間引張試験中には炭化物による十分な析出分散強化は働かないと考えられる. 一方, 750°C 時効材の短時間引張強度は炭化物の析出がほぼ完了する 1000 h 以内で最大値を示し, 10^5 h を超えた高温使用材においては, 炭化物による析出分散強化量は大きく低下しているとみなすことができる. したがつて, 使用材と未使用材の短時間引張特性, とくに強さに差が認められなかつた理由は, 析出分散強化がそれぞれにおいて十分には働いていなかつたためと推論される.

一方, 衝撃吸収エネルギー及び室温の短時間引張試験における破断伸びについては長時間使用材が未使用材に比べより小さな値を示した. しかし, 長時間使用材に再固溶化熱処理を施すと, これらはともに未使用材の値にまで回復した. したがつて, 高温長時間使用材で認められた衝撃値の低下あるいは短時間引張試験における破断伸びの低下のような脆化現象は高温長時間使用中に形成された組織に起因すると考えられる. 未使用材, 使用材及び再固溶化材の室温における衝撃試験破面の反射電子像を Photo. 3 に示す. 未使用材の破面 (Photo. 3a) は延性破壊を表すディンプル模様を呈するが, 使用材の破面 (Photo. 3b) はへき開破壊を呈し, 多数の割れを生じた塊状の σ 相が認められた. ところが, 再固溶化材 (Photo. 3c) においては未使用材と同様の延性破面を呈した. 新谷らは数種の SUS 304 について 600~900°C における最長 10^5 h のクリープ破断特性と組織との関連



a : Virgin b : As used c : Re-solution treated
Photo. 3. Reflective electron fractographs of virgin, as used and re-solution treated steels.

を調べ、一部の鋼種で認められる長時間側でのクリープ破断強さの急激な低下は、粒界 σ 相に接したAINの析出と、これに誘発された粒界割れの形成に起因すると推論した¹³⁾¹⁴⁾。一方、Hokeらも671°Cにおいて最長 1.4×10^4 hまで使用したSUS 304, 316, 321及び347の延性低下は σ 相の析出及び炭化物の粗大化などの組織変化に起因すると考えた⁹⁾。STOTER⁶⁾及び行俊ら^{15)~17)}もこれと同様の脆化現象が 10^4 hを超えて使用された市販の耐熱鋼に生じ、それが前述のような組織変化、とくに塊状 σ 相の粒界析出と直接的に関連することを明らかにしている。

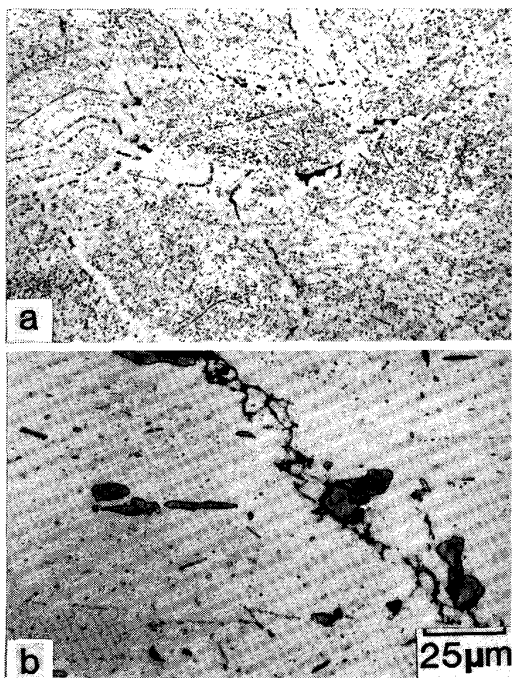
塊状 σ 相の粒界析出は、粗大な形状に起因した幾何学的な不均一性を増大させるため、 σ 相と γ 素地での割れの発生を容易にさせ、また伝播をも促進させると考えられる。ここで、Fig. 1において使用材の最大荷重後の靱性の著しい低下のパラメーターとして示した E_i を割れの発生エネルギー、一方、 E_p を割れの伝播エネルギー²⁸⁾とみなすと、使用材の E_i 及び E_p は未使用材における値に比べ、いずれも室温では約1/6に、また、750°Cでは約1/3に減少していた。このことから長時間使用材では塊状 σ 相の粒界析出に伴い、割れの発生及び伝播が容易になったため衝撃吸収エネルギーの顕著な低下を生じたと考えられる。また、これらの脆化現象が歪み速度の高い短時間引張試験と衝撃試験において現

れ、歪み速度が低いクリープ試験においては生じなかつたことから粒界割れとの関連が推察できる。

4.2 長時間使用材のクリープ抵抗の低下を招く組織因子

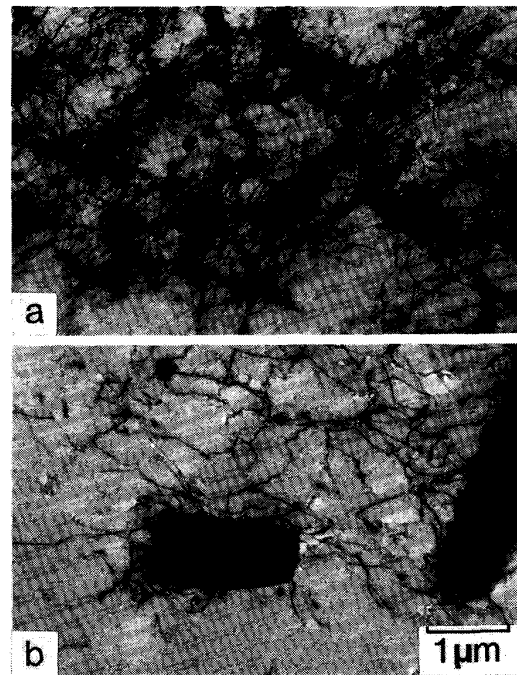
750°C、応力7.5 kgf/mm²においてクリープ破断した未使用材及び使用材の破面近傍の光顕組織をPhoto. 4に示す。未使用材(Photo. 4a)の粒界には粒状相が、また、粒内においてはより微細な粒状相が均一に分散析出している。これらは276.8 hという破断時間からいずれも $M_{23}C_6$ と推定される²⁵⁾。しかし、使用材(Photo. 4b)では粒界上に塊状の σ 相が、粒内には針状の σ 相と粒状の $M_{23}C_6$ が認められ、塊状 σ 相の周囲では炭化物はほとんど観察されず、クリープ試験を行つても使用材の組織にほとんど変化はない。

同一試料の透過電顕組織をPhoto. 5に示す。未使用材の破断材(Photo. 5a)で観察された粒内炭化物は使用材のもの(Photo. 5b)に比べかなり小さく、その析出密度も非常に高い。このことから長時間使用材のクリープ抵抗が未使用材に比べて半減あるいはそれ以下に低下したのは、未使用材においてはクリープ中に炭化物が均一微細に析出して、クリープ抵抗が非常に高くなるのに対して、使用材では σ 相や炭化物はすでに粗大化し、これらによる分散強化が十分には働かないこと及び塊状の σ 相の周囲で炭化物の析出がほとんど無い、クリープ抵



a : Virgin b : As used

Photo. 4. Optical microstructures of virgin and as used steels crept at 750°C-7.5 kgf/mm².



a : Virgin b : As used

Photo. 5. Transmission electron micrographs of virgin and as used steels crept at 750°C-7.5 kgf/mm².

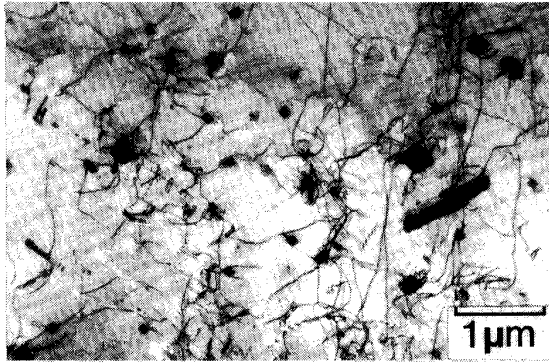


Photo. 6. Transmission electron micrograph of re-resolution treated steel crept at 750°C-7.5 kgf/mm².

抗が低い領域が形成されていることによると結論される。

つぎに、使用材に再固溶化熱処理を施しても低応力側ではクリープ破断時間及びクリープ抵抗が未使用材の値にまでは回復しなかつた点について検討する。750°C、応力 7.5 kgf/mm² でクリープ破断した再固溶化材の破面から約 5 mm 離れた試料平行部の透過電顕組織を Photo. 6 に示す。粒内における炭化物（大半が M₂₃C₆ と同定された。）の析出密度は未使用材 (Photo. 5a) に比べ低く、また、粒界では、σ相がわずかに観察され、その周囲において、炭化物の析出密度はさらに低下していた。再固溶化材において、クリープ試験中に析出した M₂₃C₆ の粒内における析出密度が、未使用材に比べ低い理由としては固溶化温度が未使用材に比べ約 100°C 低いため過飽和空孔濃度が低くなり、KEGG らが報告した²⁹⁾ ように粒内における炭化物析出のサイトが減少して、析出密度が低下したことが考えられる。また、未使用材においては確認されなかつたσ相が再固溶化材において観察された理由として、再固溶化時に δ-フェライトが後者においてわずかに残存していたこと、あるいは、再固溶化によりσ相が消失しても、例えば Cr の濃度が十分には均質化されていなかつたことが考えられる。

このことから、使用材に再固溶化熱処理を施してもクリープ破断時間及びクリープ抵抗が未使用材の値にまでは回復しなかつたのは、再固溶化熱処理材の粒界σ相の形成が未使用材に比べ非常に速く、使用材と同様σ相の周囲において炭化物の消失した軟化領域が形成したこと及びクリープ中に生じた粒内炭化物の析出密度がより低いことに起因すると結論される。

また従来、クリープ抵抗に及ぼすσ相析出の効果についての議論はほとんど行われていない。著者らは炭素無

添加の 25Cr-20Ni 鋼に Si を 0.5 及び 1.5% 添加した 2 種類の鋼について 750°C、最長 10⁴ h の単純時効を施し、これら時効材のクリープ試験及び組織観察を行った結果、σ相の粒界析出はクリープ抵抗を低下させず、むしろ若干増加させることを明らかにした²⁰⁾。この結果からも SUS 304 においてσ相の析出が材質劣化を招くと考えられてきたのは、σ相の析出に直接的に起因するのではなく、σ相の析出によりその周囲ですでに析出していた粒内炭化物の析出密度が非常に低下することによると結論される。

5. 結 論

エチレン製造装置のナフサ分解炉において 750°C の単純時効とみなせるほど低い応力で約 1.2×10⁵ h 使用された SUS 304 の機械的特性の劣化の程度を未使用材と比較することにより調べ、さらにこの長時間使用材に 1000°C、30 h の再固溶化熱処理を施し、機械的性質がどの程度回復するかをも調査して、SUS 304 の材質劣化を決定する組織因子を検討した結果、以下の結論を得た。

1. 高温長時間使用した SUS 304 の粒界には塊状のσ相が、粒内には針状のσ相と粒状の M₂₃C₆ が認められた。

2. 長時間使用材の短時間引張特性は室温での破断伸びの低下を除くと、室温及び 750°C とも未使用材に比べ大きくは劣化していない。しかし、衝撃値は室温で約 1/6、750°C で約 1/3 にまで激減し、またクリープ破断時間及びクリープ抵抗はともに半減した。

3. 長時間使用により大きく脆化したシャルピー衝撃値、室温での短時間引張試験における破断伸び及びクリープ破断伸びは再固溶化熱処理を施すことにより、未使用材と同程度あるいはそれ以上にまで回復する。しかし、長時間の使用により半減あるいはそれ以下にまで劣化したクリープ破断時間及びクリープ抵抗は再固溶化熱処理を施すことにより、高応力短時間側では未使用材と同程度にまで回復するが、低応力長時間側では回復の程度は小さい。

4. 使用材で大きく劣化し、再固溶化材で未使用材と同程度にまで回復した衝撃値は粒界に析出した塊状のσ相の有無と密接に関連し、これが析出すると割れの発生及び伝播が容易となつて脆化を招くものと結論した。

5. 使用材で低下し、再固溶材でも未使用材ほどには回復しなかつたクリープ抵抗はこれまで考えられていたように、単に粒界σ相の析出に関連するのではなく、粒界σ相の析出に誘発されて生じたσ相の周囲における炭

化物消失という組織変化に直接的に関連すると結論される。

終わりに、本研究を行うにあたり有益な御助言をいただきました東京工業大学工学部松尾 孝助教授に深く感謝いたします。

文 献

- 1) D. A. WOODFORD: *J. Eng. Mater. Technol.*, **101** (1979), p. 311
- 2) N. SHIN-YA and S. R. KEOWN: *Mater. Sci.*, **13** (1979), p. 89
- 3) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: *Mater. Sci., Eng.*, **28** (1977), p. 289
- 4) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: *Mater. Sci. Eng.*, **38** (1979), p. 199
- 5) C. J. BOLTON, B. F. DYSON and K. R. WILLIAMS: *Mater. Sci. Eng.*, **46** (1980), p. 231
- 6) L. P. STOTER: *J. Mater. Sci.*, **16** (1981), p. 1039
- 7) R. A. STEVENS and P. E. J. FLEWITT: *Mater. Sci. Eng.*, **37** (1979), p. 199
- 8) J. M. LEITNAKER and J. BENTLEY: *Metall. Trans. A*, **8** (1977), p. 1605
- 9) J. H. HOKE and F. EBERLE: *Trans. ASME*, **79** (1957), p. 307
- 10) 木村一弘, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: *鉄と鋼*, **72** (1986), p. 474
- 11) 木村一弘, 木佐貫哲也, 松尾 孝, 小松周一, 田中良平: *鉄と鋼*, **71** (1985), p. 1803
- 12) 松尾 孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一: *鉄と鋼*, **70** (1984), p. 565
- 13) 新谷紀雄, 横井 信, 京野純郎, 村田正治, 田中秀雄: *学振 123 委研究報告*, **22** (1981), p. 189
- 14) 新谷紀雄, 田中秀雄, 貝瀬正次, 村田正治, 横井 信: *学振 123 委研究報告*, **23** (1982), p. 263
- 15) 行俊照夫, 吉川州彦: *学振 123 委研究報告*, **10** (1969), p. 229
- 16) 行俊照夫, 吉川州彦: *学振 123 委研究報告*, **11** (1970), p. 301
- 17) 行俊照夫, 吉川州彦: *学振 123 委研究報告*, **15** (1974), p. 125
- 18) 太田定雄, 小織 満, 吉田 勉: *学振 123 委研究報告*, **16** (1975), p. 197
- 19) 須藤 一, 田賀照男, 内山路夫: *学振 123 委研究報告*, **22** (1981), p. 265
- 20) 山口泰広, 田中 勝, 松村智秀, 行方二郎, 近藤義宏: *鉄と鋼*, **71** (1985), S618
- 21) JCPDS カード, No. 5-0708
- 22) JCPDS カード, No. 14-0407
- 23) J. BARCIK and B. BRZYCKA: *Met. Sci.*, **17** (1983), p. 256
- 24) 太田定雄, 小織 満, 吉田 勉: *学振 123 委研究報告*, **16** (1975), p. 2
- 25) B. WEISS and R. STICKLER: *Metall. Trans.*, **3** (1972), p. 851
- 26) 西川 廣, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: *鉄と鋼*, **63** (1977), S580
- 27) 張 俊善, 竹山雅夫, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: *鉄と鋼*, **73** (1987), p. 183
- 28) 小林俊郎: *日本金属学会会報*, **12** (1973), p. 546
- 29) G. R. KEGG, J. M. SILCOCK and D. R. F. WEST: *Met. Sci.*, **8** (1974), p. 337