18-8系ステンレス鋼の熱損傷による高温特性の変化*

泉 久司** 井門靖博*** 川崎 正****

Changes in Mechanical Properties at Elevated Temperatures Caused by Thermal Damage of Austenitic Stainless Steels

by

Hisashi IZUMI, Yasuhiro IDO

(Himeji Institute of Technology, Himeji)

and Tadashi KAWASAKI

(Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

This experiment concerning the changes in mechanical strength at the room and elevated temperatures showed that after inflicting thermal damage, that was, the repeated heating and cooling rapidly on the austenitic stainless steels, the thermal cycles did not always weaken the strength of the materials.

The following results were obtained :

(1) By the damage caused by rapid heating and cooling, what is called "strain enhanced precipitation" occurs with increase of hardness due to the slip for thermal stress. The influence of this damage is more remarkable on the bending fatigue characteristics than on the tensile.

(2) When the accumulative thermal damage is moderate, its strength breeds a negative damage and gains at the room and at the high temperature. When it exceeds a certain value, however, the strength drops due to the growth of precipitation particles. Their effect on the strength is more remarkable at the high temperature than at the room temperature.

(3) The precipitation caused by the thermal damage is different in nature from that of ordinary heating, fine precipitation particles occurring within each grain itself, and increasing their resistance to the dislocation movement. However, the cracks due to the damage become the source of fatigue cracks.

(4) The thermal resistance to the repetition of rapid heating and cooling is greater in the type 304 stainless steel than in the types 321 and 347.

(Received Jun. 4, 1964)

1 緒 言

18-8系ステンレス鋼は耐熱材料として、かなり苛酷な熱条件のもとで使用されることがある。この鋼種は熱衝撃に対するき裂の感受性が他の実用合金に比べて非常に小さいが、加熱が繰り返されると著しい組織変化を伴って強度およびその他の諸性質にも顕著な影響を及ぼす。このような熱損傷を受けた場合、機械的強度に特異な影響を与えるであろうことが予期される。

急熱急冷の繰り返しによる熱損傷を受けた18-8系ステンレス鋼の常温ならびに高温における機械的強度の変化を調べ、組織との関連性について検討した。

2 試料および実験方法

用いた試料はTable Iに示す化学成分の AISI 304鋼

Table I. Chemical composition (%).

AISI	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Nb+Ta
304Type	0.06	0.78	1.32	0.034	0.008	9.61	18.60	—	—
321Type	0.038	0.70	1.46	0.018	0.009	10.47	18.25	0.31	—
347Type	0.063	0.50	1.38	0.022	0.010	11.18	17.93	—	0.79

で、比較のため321ならびに347鋼をあわせて使用した、いずれも大気溶解後、直径16mmに熱間圧延し、1050℃、1hr加熱してから水冷による溶体化処理材である。これをFig. 1に示すように、平行部の直径8mm(高温引張用の一部には7mmを使用した)の1～3号の各試験片に機械仕上げしたままのものを標準試料と

* 原稿受理 昭和39年6月4日
 ** 正会員 姫路工業大学 姫路市伊伝居
 *** 姫路工業大学 姫路市伊伝居
 **** 正会員 東北大学工学部 仙台市桜小路

Fig. 1. Size of test pieces.

した。

試料には、真空管式高周波誘導加熱装置を用いて急熱急冷の繰り返しによって熱損傷を与えた。すなわち内径20mmの加熱コイル内に試料を無拘束状態に保持し、回転させながら自動制御によって加熱冷却サイクルを連続的に行なった。加熱条件はいずれの場合にも、陽極電圧8KV、格子電流260mA、と一定にし、1サイクルの加熱時間を8、10および12秒間の3種とし、噴水により10秒間で冷却した。このときの加熱時間と温度との関係は熱電対で測定した結果Fig. 2のようである。しかし、温度上昇速度が速いので正確な温度測定が困難なため、試料の最高温度は加熱時間で表わすことにした。

Fig. 2. Temperature character for high frequency induction heating.

以上の方法による同一温度振幅の熱サイクルを1～500回繰り返して所定の加熱を加えた試料を熱損傷材と呼ぶことにする。損傷材の常温および650℃を中心した高温における引張強度、疲労強度およびかたさなど材料力学的挙動の変化について実験し、熱損傷が強度に及ぼす影響を検討した。疲労試験には3400rpmの高温用小野式回転曲げ疲労試験機、かたさ変化には微小硬度計を使用した。高温試験はすべて所定温度に到達後、1hr保持してから負荷を開始した。疲労試験では、常温および高温とも 10^7 回以上の繰返数で破断しない最高応力をその温度における耐久限とした。ま

た、熱損傷材の機械的試験の前後における組織変化の観察に対しては3酸化クロム水溶液を電解液とした電解腐食による光学顕微鏡ならびに2段階レプリカ法による電子顕微鏡で検鏡して強度と組織変化の関連性を検討した。

3 実験結果ならびに考察

3・1 引張特性

Table IIは304鋼に対し、加熱時間8および12秒とし、熱サイクル（以下 n で表わす）を5～500回繰り返した熱損傷材の常温における引張試験の結果を示したものである。すなわち損傷材の耐力（荷重—伸び曲線の直線部からはずれる点の応力）は、一般的に溶体化処理材よりも高くなる傾向である。引張強度は8秒加熱材では $n=200$ 回、12秒加熱のときは $n=50$ 回の試料で強度が最高となり、しかも伸びの大きくなる興味ある結果が得られた。

Table II. Changes in tensile properties of various thermal damages at room temperature.

Heating time	Thermal cycles	Proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Hardness DPN
—	—	27.5	66.4	71.5	178
8 sec	50	28.6	61.8	73.0	218
	100	31.7	64.6	76.5	225
	200	30.7	67.1	60.5	228
	500	30.3	64.3	58.0	238
12 sec	5	29.9	59.8	67.4	203
	10	30.5	59.9	72.0	208
	50	34.4	65.2	74.6	210
	100	31.0	62.3	67.8	198

そこで、熱損傷後の常温強度が最高を示した8秒、200回加熱による損傷材（このような損傷を負損傷と呼ぶことにする）を常温～800℃の各温度で高温引張試験の結果がFig. 3である。鎖線は650℃×100hr加熱による析出処理材、点線は溶体化処理材の変化で、比較のために示したものである。熱損傷材の700℃までの高温引張強度は溶体化処理材と著しい変化はないが、損傷材のほうがわずかに弱く、常温強度の変化と逆の傾向が認められる。しかし、高温耐力は図のように、溶体化処理材に比べてわずかに高くなるが、析出処理材に比較すると、かなり低いようである。このように試験した全温度範囲にわたって損傷材の高温耐力は上昇し、負損傷を示す。これは厳しい熱サイクルのために起こるすべりにより、いわゆる strain enhanced precipitation（ひずみ加速析出）が起こって変形抵抗が増加したためであろう。また伸びの変化は非常に不揃

Fig. 3. Tensile properties for thermal damaged specimens of type 304 at elevated temperatures.

いである。しかし、伸びの最小値を示す試験温度は累積加熱の大きいほど、低温側に移動し、常温において最大伸びが現われる傾向を示した。

Fig. 4 (a) (b) は 304 鋼熱損傷材の高温引張中に得られた荷重—伸び曲線の例である。図のように 8 秒 200 回の損傷材では約 500～650°C の温度範囲において明らかな鋸歯状不連続現象が現われ、これ以外の温度では滑らかな曲線となる。これは Portevin-Le Chatelier 効果⁵⁾として知られている現象と同じもので、筆者らはオーステナイト系ステンレス鋼にも認められることを報告したが、熱損傷材でも完全に消滅しないことがわかった。Fig. 4 (b) は試験温度を 650°C とし、累積加熱が高温引張特性に及ぼす影響について調べた一例である。すなわち 650°C における引張強度は 12 秒、100 回の熱損傷材が最も高く、溶体化処理材に対して約 34% 増加し、常温強度の場合と異なった変化を示す。また、耐力は Fig. 3 と同様の傾向で、ほぼ累積加熱に比例し

Fig. 4 (a). Load-elongation curves for constant thermal damaged specimens at elevated temperature.

Fig. 4 (b). Load-elongation curves for various thermal damaged specimens at 650°C.

て高い値となる。これらの荷重—伸び曲線を注意深く観察すると、累積損傷の著しいと思われる試料ほど鋸歯状の波が小さく現われる傾向が認められる。ステンレス鋼の鋸歯状不連続現象の主因は、高温試験中に生ずる Strain induced precipitation に基づくものである。³⁵⁾したがって累積加熱によって析出が促進され、溶質原子が消費されるとともに不連続現象が現われにくくなる。これらの結果からステンレス鋼の高温特性は溶質原子の濃度および分布に密接な関係を有するものと考えてよからう。

3・2 疲労特性

ステンレス鋼の熱損傷材、ことに急熱急冷の繰り返しを受けた場合、その損傷条件によって、その後の引張特性とか後述するかたさの変化に微妙な影響を及ぼすことがわかったので、常温および 650°C における疲労強度に与える効果についても実験した。その $S-N$ 曲線を Fig. 5 に示す。常温疲労試験には Fig. 1 の 3 号試験片を用い、熱損傷はすべて 8 秒間加熱で与え、熱サイクル数 n をパラメータとして表わした。この $S-N$ 曲線は n の多いほど、2 本の直線で表現することは無理のようで、図のように曲線を用いて表わした。損傷材の耐久限は一旦、 n とともに高くなり、かなり増加される。

たとえば 8 秒、200 回の損傷材の耐久限は溶体化処理材より約 27% も高くなる。この耐久限増加率は引張特性の増加率に比較して著しく大で、耐力と同様に負損傷を与え、強化されることがわかる。しかし、さら

*1 最高加熱温度(加熱時間)と加熱繰返数の積を累積加熱と定義する。

Fig. 5. S - N curves for various thermal damaged materials at room temperature and 650°C .

Table III. Changes in mechanical properties caused by various thermal damages at room temperature.

Thermal cycles	Proof stress $\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	Tensile strength σ_B (kg/mm ²)	Endurance limit σ_{W0} (kg/mm ²)	$\sigma_{W0}/\sigma_{0.2}$	σ_{W0}/σ_B	Vickers hardness DPN
0	27.5	66.4	26.4	0.91	0.38	178
10	31.1 (13.1)	62.5 (-5.9)	29.5 (16.1)	0.95 (4.4)	0.47 (23.7)	226 (27.0)
100	31.7 (15.3)	64.6 (-2.7)	31.5 (24.0)	0.99 (8.8)	0.49 (28.6)	225 (26.4)
200	30.7 (11.6)	67.1 (1.1)	32.3 (27.2)	1.05 (15.4)	0.49 (26.3)	228 (28.1)
500	30.3 (10.2)	64.3 (-2.8)	18.3 (-28.0)	0.60 (-34.1)	0.28 (-26.3)	238 (33.7)

The figures in parenthesis show increased or decreased percentage.

組織をもつ合金の平均値より大きくなり、疲労強度の増加が目立つ変化を示す。

一方加熱時間および n を変えた熱損傷材の 650°C での高温疲労試験には Fig. 1 の 2 号試験片を用いて行なった。溶体化処理材の 650°C における耐久限はほぼ 18.0 kg/mm^2 で、実験範囲内の累積加熱では熱損傷による耐久限の著しい変化はほとんどなく、常温試験に比べて強度変化率はきわめて少ない。また、 650°C での S - N 曲線は高温試験中の Strain enhanced precipitation による強化で、時効性合金と同様に 2 本の直線で表わしたほうが適切で、溶体化処理材の高温疲労と同様にほぼ一定の耐久限が存在する。しかし、8 秒、200 回あるいは 10 秒 100 回などの損傷材は、わずかながら耐久限が高くなる傾向である。さらに累積加熱を追加して損傷を増せば耐久限は低下し始め、8 秒、300 回の損傷材は溶体化処理材より低くなる。負損傷材の高温での S - N 曲線の一つの特徴は耐久限の上昇が比較的少ないにもかかわらず、疲労寿命の伸びが比較的に大

に熱損傷を追加した $n=500$ 回の試料では、試料表面の酸化が進行して肌荒れが増す。加わうるにヒートチエッキングあるいはクレズクラッキングと呼ばれている比較的浅い巨視的き裂が多数発生して有効断面積が減少するとともに切欠きの影響が現われて耐久限は急激に低下する。この低下率は約 28% にも達する。Table III は 304 鋼の 8 秒加熱による熱損傷材の常温における機械的性質と熱サイクル数 n との関係で、括弧内はいずれも溶体化処理材を基準にした場合の増減率である。一例を挙げると $n=200$ 回では表面かたさは約 28% 増加し、耐久限約 27% とほぼ同じ割合で高くなるが、引張強度はわずかに約 1% の上昇にすぎないことがわかる。一般に 304 鋼の常温での耐久限は耐力よりも低いが、熱損傷によって耐力は上昇するため、両者はほぼ等しくなる。また、耐久比はオーステナイト

きいことである。

Fig. 6 (a) は 650°C で応力一定の疲労寿命試験から疲労強度に及ぼす熱損傷の影響について検討した結果で

Fig. 6 (a). Effect of various thermal damage on fatigue life at 650°C .

Fig. 6 (b). Effect on composition for fatigue life of thermal damage.

Table IV. Relation between tensile strength and fatigue strength in various thermal damages at 650°C .

Heat	Cycles	Proof stress $\sigma'_{0.2}$ (kg/mm ²)	Tensile strength σ_B (kg/mm ²)	Endurance limit σ_w' (kg/mm ²)	$\sigma_w'/\sigma'_{0.2}$	σ_w'/σ_B	Life ratio N/No
8 sec	100	12.0 (14.3)	34.2 (-8.3)	17.0 (-5.6)	1.42 (-17.0)	0.50 (4.2)	1.31
	200	11.5 (9.5)	35.0 (-6.7)	19.0 (5.6)	1.65 (-3.5)	0.54 (12.5)	27.8
	300	13.0 (23.8)	37.2 (-0.8)	17.6 (-2.2)	1.35 (-21.0)	0.47 (-2.1)	2.17
10 sec	100	12.8 (21.9)	38.0 (1.4)	18.5 (2.8)	1.44 (-15.8)	0.49 (2.1)	5.56
	200	—	—	17.8 (-1.1)	—	—	2.92
12 sec	100	14.0 (33.4)	40.1 (6.9)	18.2 (1.1)	1.33 (-24.0)	0.45 (-6.3)	9.17
Solution treatment		10.5	37.5	18.0	1.71	0.48	—
650°C × 100hr Precipitation		15.8 (50.5)	33.1 (-12.7)	—	—	—	0.28

結果, Table IV のようになる。常温での耐久限は常温引張強度によく対応した変化を示したが, 高温疲労強度はその温度における引張強度とほとんど対応せず, 熱損傷によってかなり変わることがわかる。さらに $\sigma_w/\sigma_{0.2}$ が1より大きくなる特徴がある。

3・3 かたさ特性

Fig. 7 は直径 8 mm の試料に 8 秒, 加熱による熱サイクルのみを 500 回まで繰り返した 304 鋼の直径方向のかたさ分布曲線である。n=10 回の比較的小さい場合でも $H_v \approx 20$ 程度硬化し, 表面部はさらに硬化する。しかし, n=100~200 回の試料では図のように表面から内部へ約 3 mm の範囲にわたる硬化帯が認められ,

ある。n によって疲労寿命はかなり変化することは明らかで, 急熱急冷による熱損傷は疲労寿命で比較するとすべて負損傷となる。なお $650^\circ\text{C} \times 100\text{hr}$ 加熱による析出処理材は高温耐力が高いにもかかわらず, 高温疲労強度がかたさ変化に比べても意外に低いことがわかる。Fig. 6 (b) はステンレス鋼の組成の影響について, 常温ならびに高温疲労寿命試験から調べた結果である。

常温, 高温ともに安定化鋼は 8 秒, 200 回で, すでに寿命は 304 鋼より短くなり, 304 鋼では逆にかなり長くなる。この変化の要因として, 安定化鋼は炭素固溶量が比較的少ないので熱サイクル中に起こる strain enhanced precipitation の効果が比較的小さいこと, および平均線膨張係数が大きく, 熱伝導度も劣るので熱サイクル中の熱応力が大となり, 試料表面の劣化が顕著なことが考えられる。

304 鋼熱損傷材の 650°C における高温強度をまとめた

Fig. 7. Changes in hardness distribution caused by thermal damage.

Fig. 8. Changes in hardness distribution caused by thermal damage and hot fatigue test.

炭素鋼に高周波焼入れしたかたさ分布とほぼ同じ変化を示す。したがって熱損傷は引張強度よりも曲げ疲労の強度変化に顕著な影響を及ぼしたことは容易に肯定できる。一方 $n=500$ 回では前述したように、表面には円周方向に巨視的き裂が発生し、表面より約 0.5

Fig. 9. Changes in tensile impact values caused by thermal cycles of austenitic stainless steels.

～3 mm 程度内側に軟化帯が現われ、約 1 mm 付近において最低かたさを示した。また 321, 347 鋼では $n=200$ 回で、すでにき裂の発生が認められ、Fig. 6 のように強度低下を生ず。

したがってき裂の感受性は明らかに 304 鋼のほうが小さいことが判明した。

熱損傷材の高温疲労試験後のかたさ分布は Fig. 8 の

(a) Thermal damage
 $t=8$ sec
 $n=100$ (×200)

(b) $t=8$ sec
 $n=200$ (×200)

(c) $t=8$ sec
 $n=500$ (×200)

(d) Detail of (a) (×4000)

Fig. 10. Microstructures of various thermal damage caused by repeated heating and cooling.

ようである。損傷直後と試験後のかたさには変化は認められるが、分布の傾向は著しく変わらないことがわかる。たとえば8秒、200回の損傷材で、 $N=1.0 \times 10^7$ (約48hr)で破断しなかった試料の表面かたさは試験前後においてほとんど変わらないが、疲労後、中心部では軟化の傾向が現われる。これは析出粒子の成長による軟化と考えられる。また、析出処理材の疲労破断後のかたさは溶体化処理材に比して $Hb=40 \sim 50$ 程度硬化しているが、中心部と表面部の硬度差はほとんどなく、全面にわたってほぼ一様のかたさを示す。しかも、表面の最高かたさは他の損傷材よりもかなり低い。したがって析出処理材は高温耐力の高い割合に曲げ疲労

強度の低いことが理解できる。

急熱急冷の繰り返しによる硬化の最大要因の一つは、炭化物などの Strain enhanced precipitation hardening で、析出物は主として粒内のすべり線、転位の応力場にでる。これは後で示す組織変化で実証している。(Fig.10, 11参照)

3・4 衝撃特性

Fig. 9はFig.1の1号試験片に別図の60°V溝切欠きを付け、1～500回の熱損傷材の常温におけるシャルピー引張衝撃値の変化である。図のように n の少ないときはオーステナイト系特有の高い靱性を示すが、 $n=100$ 回ですでに脆化し始め、 $n=200 \sim 500$ 回では、か

Fig. 11. Microstructures after fatigue test of thermal damaged stainless steels at room temperature and 650°C.

なり著しく脆化することが認められる。ことに安定化鋼の脆化率が大きく、急熱急冷による熱き裂の感受性の大きいことが明らかである。このように熱損傷は衝撃抵抗に対してすべて損傷を与え、かなり劣化させるので、他の強度の変化が少なくとも靱性を必要とする場合、充分なる注意を要する。

3・5 組織特性

3・5・1 顕微鏡組織の変化 熱損傷を受けたステンレス鋼の組織変化は局部的にかなり著しい変化がある。組織と強度変化との関係について顕微鏡を利用して調査した。

Fig. 10は304鋼に8秒、加熱をそれぞれ100, 200および500回の熱損傷のみを加えた場合の表面部の組織である。表面の結晶粒界および粒内のすべり帯には若干の析出物が認められる。また、粒界に沿ってヒートチェックも現われている。ことに、 $n=500$ 回の損傷材では(c)のように平均深さ 100μ で、き裂先端が繰り返し加熱による酸化現象のため丸味を帯びたものとなる。

(d)は(c)の表面部分を2段階レプリカ法によった電子顕微鏡組織である。8秒、500回の熱サイクルで、累積加熱時間もかなり達しているため、粒界および粒内に析出物が析出している。ことに粒界の一部には凝集成長した大きな析出物が確認できる。

Fig. 11は304および347鋼の熱損傷材をそれぞれの条件で常温または疲労試験後、破断面付近に認められたき裂の例である。(a)~(e)は304鋼で、たとえ発生が粒界であろうと、常温および高温疲労によるき裂はすべて粒内破断の型式を示す。(d)(e)は疲労き裂の先端部の拡大写真で、き裂の伝播が粒内析出物によって阻止せられ、停留しているものを示す。(f)は347鋼のヒートチェックと、その先端を発生源とした疲労き裂からなるき裂である。熱損傷材の疲労き裂は(b)からもわかるように試験温度、組成にほとんど無関係で同じ機構のもとにき裂の発生が行なわれるようである。また(d)および(c)で明らかのように表面層の結晶粒度はきわめて微細化され、高温疲労後の試料において特に顕著である。このように、熱サイクルは試料表面部の結晶粒度を微細化する。また、確認は困難であったが、副結晶粒が作られ、高温疲労中にこの副結晶粒界に炭化物が析出し、結晶粒がさらに微細化されたとみなされる。

光学顕微鏡では析出過程の詳細について不明な点も多いので、熱損傷材の高温疲労試験後の試料についてさらに2段階レプリカ法によって電子顕微鏡でも検鏡した。Fig. 12はその組織の一例で、(a)は $N=2.6 \times 10^6$ (約13hr)で破断した試料であり、(b)は $N=1.0 \times 10^7$ (約48

(a) Type 304 ($\times 500$)
650°C fatigue test ($\sigma=18.2\text{kg/mm}^2$,
 $N=2.6 \times 10^6$) after $t=12\text{sec}$, $n=100$.

(b) Type 304 ($\times 5000$)
650°C fatigue test ($\sigma=19.0\text{kg/mm}^2$,
 $N=1.0 \times 10^7$) after $t=8\text{sec}$, $n=200$.

Fig. 12. Electron microstructures after hot fatigue test for thermal damaged at 650°C.

hr) 繰り返し、なお、破断しなかった試料の組織である。(a)の粒界や副結晶界にはかなりの析出物が鎖状に析出しているが、粒内にはほとんど凝集析出物は認められない。しかるに、(b)では粒界、双晶帯はもち論のこと、粒内に微細析出物が全面にわたって析出している。これが Strain enhanced precipitation である。注意深く観察すると、この微細析出物はある結晶面に平行に並んでおり、熱サイクルによる熱応力のために起こった塑性ひずみによって強制析出したものであろう。また、強度に対して n の適当なときは、加熱時間が比較的短いので、析出核が臨界大きさに達した後は核成長がほとんど起こらないであろうから転位を p in し、新しい転位の障壁となるが、転位の発生源とならないであろう。しかし、 n が大になれば臨界大ききの析出核が成長し、不整合粒子となれば強度は低下する。さらに n が増大すればき裂がはいり、損傷材となる。

3・5・2 X線回析試験 熱損傷ならびに高温疲労試験中における表面部の変化をX線ディフラクトメータでも調べてみた。X線ビームは図のように表面に

直接当てて得た回析像の一部がFig.13である。(a)は304鋼に8秒200回の熱サイクルのみを加えた場合で、熱損傷によって表面硬化は認められたが、X線回析像には溶体化処理材とほとんど変化はない。(b)は(a)を高温疲労破断させた試料であるが、これも大した変化はみられない。(c)はFig.12(b)で示した同一試料で耐久限に達した試料の回析像である。この反射角の範囲内では、(a)(b)ともに γ (111) からの反射のみで、完全オーステナイトであることがわかる。しかし(c)ではわずかであるが α (110) からの反射が認められ、フェライト生成量は約1%¹⁰⁾である。この現象の詳細については不明であるが、熱サイクル中における Strain enhanced precipitation のためにオーステナイト母体の固溶炭素量の低下によって、オーステナイトの安定性が低下し、¹¹⁾650°C疲労試験中ならびに冷却後において、局部的ではあるが、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が起こったものである。また、これは strain enhanced precipitation が起こったことを実証していると言えよう。

以上の結果から急熱急冷による熱損傷材は普通の析

Fig. 13. X-ray diffraction patterns after thermal damages and hot fatigue test of with that type 304 specimen.

出処理材とかなり異なった機械的強度の変化を示し、組織的にもかなり相違のあることがわかった。すなわち加熱による析出は主として粒界あるいは副結晶粒界に析出するのに反して、熱サイクルの場合は表面部に著しい Strain enhanced precipitation が起こり、しかも析出粒子は著しく成長しない。

4 結 言

以上18-8系ステンレス鋼の熱損傷材の常温ならびに高温における機械的性質の変化について実験した結果、急熱急冷の熱サイクルは必ずしも材料の強度を害するものではないことがわかり、次のような結論を得た。

(1) ステンレス鋼に急熱急冷の繰り返しによる熱損傷を加えると、表面部は熱応力によるすべりのため、いわゆる Strain enhanced precipitation が起こり、かなり硬化される。この熱損傷は引張特性よりも曲げ疲労特性に対して著しい影響を及ぼす。

(2) 急熱急冷の累積熱損傷が有効加熱量のときには負損傷を与え、常温ならびに高温強度は上昇する。しかし、ある一定量を越えると析出粒子の成長によって強度は低下する。この影響は高温強度に対するよりも常温強度に対して顕著である。

(3) 熱損傷による析出は普通の加熱による析出と異なり、粒内全面にわたって微細析出物が析出し、転位の運動に対する抵抗力を増加させる。しかし、熱損傷で生成されたいき裂は、その後のき裂の発生源となる。

(4) 急熱急冷の繰り返しに対する耐熱性は 304 鋼のほうが321, 347鋼より高い。

本研究に対し、実験用試料の提供を載いた日本金属工業株式会社水野常務および塚本工場長に深く感謝の意を表わします。

(昭和39年5月15日、日本材料学会第13期総会講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 渡辺十郎, 日本製鋼技報, **6**, 463 (1961).
- 2) 長谷川正義, “ステンレス鋼便覧” 278 (1960) 日刊工業.
- 3) 泉久司, “ステンレス鋼の高温強度特性に関する研究” 1~3章 (1961) 学位請求論文.
- 4) 篠田軍治, 佐野忠雄, 桜井忠一, 川崎正, 泉久司, 金属学会誌, **23**, 643 (1959).
- 5) Cottrell, A.H., Phil. Mag., **44**, 829 (1953).
- 6) 藤原達雄, 金属学会報, **1**, 177 (1962).
- 7) Northcotl, L., and H.G. Baron, J. Iron & Steel Inst., **184**, 385, (1956).
- 8) 横堀武夫, “材料強度学” 152, (1955) 技報堂.
- 9) 中村宏, 甘粕達雄, 機械学会論文集, **26**, 95 (1960).
- 10) 川崎正, 篠田軍治, 金属学会誌, **22**, 489 (1958).
- 11) Cina, B.J., Iron & Steel Inst., **179**, 230 (1955).