

その効果はかなり大きい。Cr 1.25% 材は Ni 2.5% 材と、Cr 1.65% 材は Ni 3.0% 材とほぼ同等の焼入性を有する。

④ C の効果

C 量を 0.40% から 0.36% および 0.33% に減らすと焼入性は著しく低下する。しかしながら、焼入冷却速度の最も遅い 8.4°C/mn の場合にはいずれのものも不完全焼入度が大きくなるので焼入組織の差は小さくなる。

⑤ V の効果

基準成分 (SNCM 8) の Mo 量 0.28% を 0.45% と 0.60% に増加し、その成分に V をそれぞれ 0.1% 添加したが、V の焼入性改善の効果はみとめられず、Mo 量 0.45% の場合には逆に低下する傾向が認められた。この理由としては、このような高級合金鋼に V を添加した時 900°C のオーステナイト化温度においてもカーバイトが十分に固溶しなかつたためと考えられる。

V. 結 言

構造用低合金鋼 SNCM 8 (SAE 4340 相当) の焼入性におよぼす Ni, Cr, Mo, V, C の各元素の影響を実験し、次の結論を得た。

1) Ni は含有量の増加とともに焼入性を著しく増大せしめ、Ni 量が 2.0% より 3.0% に増すと臨界直径*

は約 200mm 増加する。

2) Cr は含有量の増加とともに焼入性を著しく増大せしめ、Cr 量が 0.8% から 1.65% に増加すると臨界直径は約 200mm 大きくなる。Cr 1.25% 材と Ni 2.5% 材、Cr 1.65% 材と Ni 3.0% 材がそれぞれほぼ同等の焼入性を示す。

3) Mo は焼入性に対して含有量 0.45% 程度までは著しく効果を有するが、それ以上では小さくなる傾向を示す。Mo 量を 0.28% から 0.45% に増すと、臨界直径は約 100mm 増加する。

4) V の添加は焼入性に対してほとんど効果がなく、カーバイトがオーステナイトに十分固溶していない場合には却つて焼入性を低下させる傾向がある。

5) C 量の減少に伴つて焼入性は比例的に低下する。

付記 本実験の研究者は講演会発表には、中野平、牧岡稔、前田昌敏で行なつたが、その後若干追実験を行い検討を加えた表記 4 名で投稿発表したことを付記する。

(昭和 36 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) G. M. HODGE: Metal Handbook, (1948), p. 497
- 2) R. F. MEHL: J. Metals, (1952) July p. 771

* 油焼入時 3/4R (R = 半径) の位置で 50% マルテンサイト組織を確保し得る直径 (mm)

高 Cr-Ni オーステナイト鋼の高温疲労強度*

(高 Cr-Ni オーステナイト鋼の研究—II)

塚本富士夫**・川崎 正***・細江 謙吉**

Fatigue Properties of High Cr-Ni Austenitic Steels at Elevated Temperatures.

(Study on high Cr-Ni austenitic steels—II)

Fujio TSUKAMOTO, Tadashi KAWASAKI and Kenkichi HOSOE

Synopsis:

Effect of alloying elements, melting process, heat treatments and grain size on high-temperature fatigue strength were investigated with AISI type 309, 310 and 330 steels to obtain some practical design data. The results obtained were discussed on the basis of precipitation hardening of austenite. In this experiment tests were carried out at 650°C, 800°C and room temperature, using a rotary bending fatigue testing machine.

The results obtained are as follows:

(1) There is a definite fatigue limit at 650°C which is higher than the proof strength at this temperature, and this fact is explained by precipitation hardening of austenite.

* 昭和36年4月本会講演大会にて発表 ** 日本金属工業株式会社 *** 姫路工業大学 工博

But no definite fatigue limit is observed at 800°C.

(2) The endurance ratio at 650°C is considerably higher than that at room temperature. This indicates that the strengthening of austenite due to precipitation takes place during the fatigue test at this testing temperature.

(3) At 650°C the fatigue limit is lower than the creep rupture strength obtained from a short-time rupture test (up to 10 h). But the creep rupture strength for long-time test (more than 10 h) are lower than the fatigue limit. The creep rupture strength, therefore, is more important than the fatigue strength in determining the working stress of a high-temperature machine elements.

(4) Carbon and nitrogen are very effective elements in improving the fatigue strength of these steels, while silicon and nickel have a minor effect, but no effect is observed with chromium.

(5) Specimens melted in vacuum shows little influence on the fatigue strength as compared with that melted in air of the corresponding chemical analysis.

(6) As the temperature of the solution treatment of specimen is raised up to 1200°C, the fatigue strength of type 309 and 310 steels is increased even though there is a considerable grain growth.

(7) The fatigue strength at 650°C of austenitic stainless steels is controlled not only by the resistance of plastic deformation of austenite but also by the precipitation hardening which takes place in austenitic matrix during repeated loadings.

I. 緒 言

耐熱オーステナイトステンレス鋼は高温における耐食性および強度がすぐれているため主として高温構造材料としての用途が多く、このためクリープ特性や高温疲労性質が重要である。クリープ性質については多くの研究があるが高温疲労強度については実用上からも要望されているにもかかわらずほとんど系統的な研究が行なわれていない。一方これらステンレス鋼は高温に長時間加熱することにより炭化物および窒化物を析出あるいはシグマ相に変態するなどの組織変化がおこることが知られており、これらの変化は材料の疲労強度に種々の影響をおよぼすことが予想せられる。

以上の点に着目し本研究においては AISI 309, 310, および 330 型の各種耐熱ステンレス鋼の高温疲労強度におよぼす合金元素, 溶体化処理温度および溶解条件等の影響を調査した結果を報告する。

II. 試料および実験方法

用いた試料は第1報¹⁾に示した 16mm ϕ の熱間圧延丸棒で Table 1 にその化学成分を示す。試料の熱処理は特殊な場合を除き 1100°C に 1h 加熱後水冷とした。

疲労試験片は平行部長さ 30mm, 径 8mm ϕ に加工し更に平行部を #04 エメリー紙で軽く研磨を行なった。疲労試験は実験の都合上 309 型鋼は回転曲げ片持梁式 (回転数 1700 rpm) 310 と 330 型鋼は小野式回転曲げ疲労試験機 (回転数 3000 rpm) によつて行なった。試験温度は 650°C を主体とし、他に比較のため一部常温

および 800°C で試験した。試験は所定の温度に達してから約 30 分均熱して負荷した。試験中の温度変動はいずれも $\pm 5^\circ\text{C}$ 以内である。

なお疲労試験後の試験片について顕微鏡組織の変化および硬度分布を測定した。

III. 実験結果および考察

1. 疲労強度一般

a) S-N 曲線

Fig. 1 に完全オーステナイト組織を有する標準の 310 型鋼 (試料 KX18) の 650°C および 800°C における S-N 曲線を示す。

篠田, 桜井ら²⁾は 18-8 系鋼の 400~700°C までの高温疲労試験を行い 5×10^6 回の繰返数に対する疲労強度を耐久限と定めているが, 本研究においても Fig. 1 の 650°C 試験の S-N 曲線のようにいずれの鋼種も疲労破壊の大半が約 10^5 回以内の繰返数で起つており, ここで破断しなかつた試料は 10^7 回以上続けても疲労破壊は起らなかつた。このような事実から 0.5×10^7 回で疲労

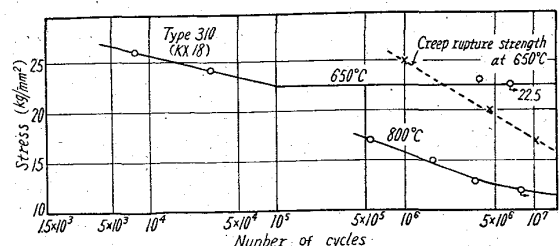


Fig. 1. S-N curves for AISI type 310 steel (KX18) at 650 and 800°C.

破壊しない応力の上限を耐久限と定めた。これは後に述べるごとく疲労試験中に生じた組織の変化および試料表面に沁りが生じその沁り面に微細な炭化物等が析出して試料が強化されたためと考えられる。

これに対して 800°C における S-N 曲線は 0.5×10^7 回に至るも一定の耐久限の存在が認められない。これは試験温度の上昇により内部歪が除去されて益々沁り易くなつたためと考えられる。

b) 耐久限と高温抗張力および耐力との関係

各試料の 650°C における疲労試験結果から得られた耐久限の値および短時間引張強度を一括して Table 1 に示す。この表から短時間引張強度の高いものほど疲労強度が高いことが知られる。耐久限 σ_W と抗張力 σ_B および耐力 σ_Y について相関分析を行つた結果両者の間には高度の正相関関係があることが知られた。

次に各鋼種の耐久比 (耐久限 σ_W と抗張力 σ_B の比) は 309 型鋼においては 0.62, 310 型鋼は 0.56, 330 型鋼は 0.57 である。310 型鋼 (試料 KX18) について常温の耐久比をみると 0.47 で、これは 304 および 302 型鋼についての諸文献³⁾⁴⁾の結果からも明らかなように、オーステナイト系ステンレス鋼の 650°C における耐久比は常温のそれよりもかなり高い値を示すことが認められる。また耐久限 σ_W と耐力 σ_Y の比 (σ_W/σ_Y) からわかるように耐久限は耐力よりもかなり高い値を示している。

これらの原因については後に述べるように 650°C においては常温疲労試験と異なつて疲労中に C, N などの過飽和溶質原子の析出による強化と、その他の組織変化があるためと考えられる。完全オーステナイト組織で C, N の極めて少ない 310 型鋼 (試料 KXV 2) 等の 650°C の耐久比が 0.50 と比較的低い値を示したことはこの推論をうらずけるものである。

c) 耐久限とクリープ破断強度との関係

標準の 309 型鋼 (試料 HX31), 310 型鋼 (試料 KX31) および 330 型鋼 (試料 TX1) の 650°C における疲労強度とクリープ破断強度を比較した。

クリープ破断試験は平行部直径 6.4mm, 長さ 30mm の試験片を用いて行なつたものである。

結果は Table 2 に示す。650°C においては 10h 程度の短時間クリープ破断強度と比較すれば各鋼種とも疲労強度とクリープ破断強度はほとんど等しいが、100h 程度のクリープ破断強度は疲労強度よりかなり低い。また Fig. 1 に示した 310 型鋼 (試料 KX18) の S-N 曲線とクリープ破断試験における応力-対数時間曲線を比較すると 650°C において約 10h 以上の試験ではクリープ強度の方が低くなる。

したがつて 650°C における長時間の許容応力値は疲労強度よりもクリープ破断強度に支配されることが知られる。

2. 高温疲労強度におよぼす合金元素の影響

Table 1. Chemical composition (air melting) and strength at 650°C.

AISI types	Marks	Chemical analysis (%)						Strength at 650°C			σ_W/σ_Y	Endurance ratio σ_W/σ_B
		C	Cr	Ni	Si	Mn	N	Endurance limit σ_W kg/mm ²	Proof stress σ_Y kg/mm ²	Tensile strength σ_B kg/mm ²		
309	HX31	0.16	23.83	13.78	0.55	1.48	0.028	23.7	13.5	37.7	1.75	0.63
//	32	0.034	22.97	13.49	0.49	1.44	0.027	16.0	10.8	30.0	1.48	0.54
//	33	0.08	23.83	13.56	0.59	1.64	0.021	22.6	13.3	33.9	1.70	0.67
//	34	0.29	23.76	13.60	0.51	1.19	0.028	25.7	21.7	39.4	1.18	0.65
//	35	0.14	23.72	13.42	0.47	1.45	0.13	24.5	18.4	39.8	1.33	0.61
//	6	0.19	23.45	13.50	0.62	1.45	0.23	30.8	22.2	47.5	1.39	0.65
//	10	0.12	23.50	13.50	1.40	1.46	0.024	23.1	14.1	38.0	1.63	0.61
//	11	0.14	23.58	13.50	2.22	1.46	0.034	24.6	14.2	39.8	1.74	0.62
310	KX31	0.20	25.53	20.66	0.66	1.61	0.031	24.0	16.5	40.9	1.45	0.58
//	2	0.025	23.78	20.78	0.55	1.45	0.044	15.0	8.5	30.0	1.76	0.50
//	33	0.12	25.53	20.66	0.66	1.61	0.028	22.0	12.1	39.9	1.83	0.55
//	34	0.47	25.53	20.66	0.66	1.61	0.059	27.0	21.6	43.3	1.25	0.62
//	23	0.07	25.72	20.47	0.69	1.71	0.017	18.0	10.8	37.1	1.67	0.48
//	36	0.16	25.45	20.75	0.42	1.47	0.22	28.0	19.1	51.1	1.46	0.55
//	12	0.13	26.08	20.72	2.69	1.73	0.016	25.0	18.7	39.8	1.34	0.63
//	18	0.18	25.60	20.80	0.85	1.66	0.020	22.5	20.3	38.0	1.11	0.59
330	TX 1	0.19	14.63	35.15	0.65	1.51	0.043	26.0	19.4	48.2	1.34	0.54
//	2	0.15	19.72	35.17	0.56	1.52	0.035	25.5	19.1	42.9	1.33	0.59
//	3	0.12	24.87	34.58	0.59	1.46	0.042	26.0	19.6	45.2	1.32	0.57

Table 2. Relation between fatigue and creep rupture strength at 650°C.

AISI types	Marks	Fatigue strength kg/mm ²				Creep rupture strength kg/mm ²	
		10 h		100 h		10 h	100 h
309	HX 31	1.0×10 ⁶ cycle	23.7	1.0×10 ⁷ cycle	23.7	22.5	15.7
310	KX 31	1.8×10 ⁶ "	24.0	1.8×10 ⁷ "	24.0	24.0	16.8
330	TX 1	"	26.0	"	26.0	26.0	16.7

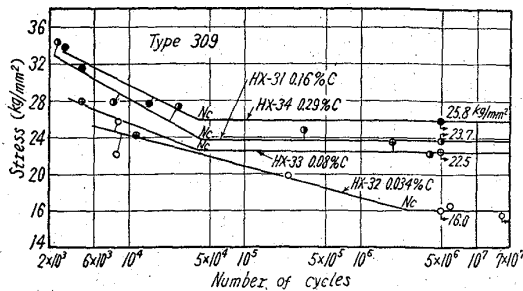


Fig. 2. S-N curves for AISI type 309 steels at 650°C. Effect of the carbon content.

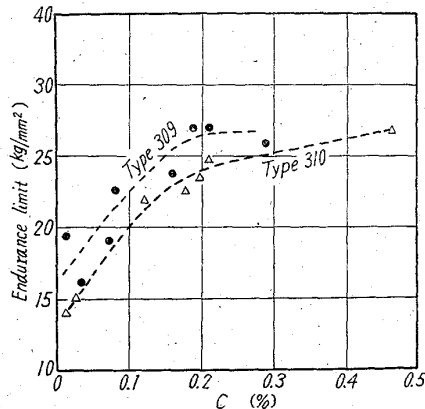


Fig. 3 Effect of the carbon on high temperature fatigue strength at 650°C of high Cr-Ni austenitic steels.

各試料の 650°C 疲労試験を行なつて S-N 曲線を求めそれから得られた耐久限を Table 1 に示した。この結果より合金元素の高温強度におよぼす影響を示すと次のとおりである。

a) C

Fig. 2 は C 量の異なる 309 型鋼の S-N 曲線を示したもので、C 量の高いものほど疲労強度の大きいことが知られる。また Fig. 3 に示すとおり 309 および 310 型鋼の耐久限と C 量の関係はいずれの鋼種においても C 量の約 0.2% まできわめて顕著に耐久限を高めるが C 量がこれを越えると影響はむしろ少い。

Fig. 2 の S-N 曲線の折点に対応する繰返数すなわち限界繰返数 N_c 点はきわめて低い C の試料では高い繰返数を示す。例えば低炭素の試料 HX 32 (C 0.034%)

においては 2×10^6 回 (1700 rpm で約 20h) であるのに対し高 C 材ではいずれもほぼ $3 \sim 4 \times 10^4$ 回 (1700 rpm で約 30~40mn) である。この傾向は 310, 330 型鋼においても同様の結果が得られた。

この現象は Cr 炭化物の析出完了時間²⁾ に関係するものと考えられる。CINA⁵⁾ は Cr-Ni オーステナイト鋼は 650°C においてはほぼ 1h 以内の短時間で Cr 炭化物の析出が完了すると報告しており、これから推察して $10^4 \sim 10^5$ 回に折点が存在するものと考えられる。これに対して低炭素の 309 型鋼 (試料 HX 32) が長時間に折点が移動しているのは、C 量が固溶限よりも少ないために試験中に炭化物の析出によるオーステナイト母体の強化がほとんど起らないためであろうと考えられる。

b) N

309 型鋼の試料 HX 31, 35, 6, および 310 型鋼の試料 KX 31 と 36 について N 添加の影響を調べた (Table 1)。これによると N 添加は C と同様に耐久限は著しく高くなり、高 N の試料 HX 6 と試料 KX 36 は全試料中最も強度が大きい。この結果から N 約 0.2% 以上の添加は疲労強度改善に対してきわめて有効であることが知られる。

c) Si

Si 添加の影響は 309 型鋼の試料 HX 31, 10, 11 および 310 型鋼の試料 KX 31 と 12 について調査した (Table 1)。C 量を一定にすることができなかつたため相互の比較は困難であるが Si 量の高い方がわずかに疲労強度が高い傾向がみられる。高 Si の試料 HX 10 と試料 HX 11 は試験前のフェライト相が試験中にシグマ相に変態するのが認められるが、疲労強度におよぼすシグマ相の影響は明らかでない。

d) Cr および Ni

Ni 35% を含む 330 型鋼において Cr 量を 15~25% に変化させた場合には Cr によつて疲労強度はほとんど影響をうけないことが認められた。(Table 1)。

また Ni 量については C, Cr 量の等しい試料 KX 33 と試料 TX 3 について比較すると Ni 量が多い方が耐久限は高い (Table 1)。

Table 3. Comparison between air-and vacuum-melted specimens.

AISI types	Marks	Melting conditions	Chemical analysis (%)							Strength at 650°C	
			C	Cr	Ni	Si	Mn	N	O ₂	Endurance limit kg/mm ²	Tensile strength kg/mm ²
309	H X 31	Air	0.16	23.83	13.78	0.55	1.48	0.028	0.013	27.0	35.6
"	" V 1	Vacuum	0.19	23.88	13.63	0.58	1.54	0.065	0.0075	27.0	42.9
310	K X 31	Air	0.20	25.53	20.66	0.66	1.61	0.031	0.012	24.0	40.9
"	" V 1	Vacuum	0.21	25.83	20.39	0.51	1.59	0.065	0.005	25.0	41.4
"	" 2	Air	0.025	23.78	20.78	0.55	1.45	0.044	0.012	15.0	30.0
"	" V 2	Vacuum	0.014	25.17	20.69	0.56	1.58	0.009	0.013	14.0	28.0
330	T X 1	Air	0.19	14.63	35.15	0.65	1.51	0.043	0.012	26.0	48.2
"	" V 2	Vacuum	0.25	15.22	34.96	0.46	1.57	0.027	0.008	25.5	43.1

3. 溶解条件の影響

真空誘導炉溶解あるいは真空アーク炉溶解によつて特に Ti, Al 等を含む Ni 基合金の高温疲労強度が改善されることが報告⁶⁾されているが、一般用耐熱ステンレス鋼の高温強度についての報告があまり見当たらない。これら耐熱ステンレス鋼においてもガス成分の低下による清浄度の向上その他が高温疲労強度に寄与することが期待されるので実験を行った。

Table 3 はほぼ同じ化学成分を有する真空溶解材と大気溶解材の 650°C における実験結果を示した。これによると耐久限は各試料においてはほとんど相違はみられない。

以上の結果から真空溶解は大気溶解に比し、特に疲労強度を改善しないものと結論される。

4. 高温疲労強度におよぼす溶体化処理温度の影響

前項の実験においてはすべて溶体化処理を 1100°C × 1 h 水冷に一定して行つたが疲労強度上最適の熱処理条件を求めあわせて結晶粒度と疲労強度の関係を知るために実験を行なつた。

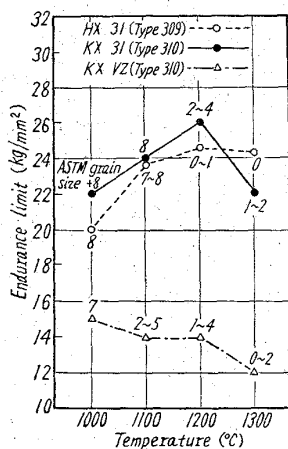


Fig. 4. Effect of solution treatment on the fatigue strength of high Cr-Ni austenitic steels at 650°C.

実験に用いた試料は標準の 309 型鋼(試料 H X 31), 310 型鋼(試料 K X 31) および低炭素の 310 型鋼(試料 K X V 2) で溶体化処理は 1000, 1100, 1200, および 1300°C の各温度に 1 h 保持水冷とした。熱処理温度と耐久限の関係は Fig. 4 に示すとおり低炭素の 310 型鋼(試料 K X V 2) は処理温度が上昇すると共にすなわち結晶粒度が大きくなるほど疲労強度は低下するが、これに対して高 C の

309 型鋼(試料 H X 31), 310 型鋼(試料 K X 31) は 1200°C において最大値を示す。

従来常温の疲労強度は結晶粒が微細なほど高いことが知られており、これが 650°C の疲労試験にも適応できると考えると、低炭素の 310 型においてはこの関係は成立するが、高炭素の 309 と 310 型鋼は 1200°C までの温度において結晶粒を粗大化させた場合は成立しない。これは処理温度が高いほどオーステナイトに対する C 固溶限が高くなるので処理後オーステナイト中には過飽和の溶質 C 原子が増大しこのために疲労強度が向上したものと考えられる。これに対して 1200°C から 1300°C で強度が低下するのは溶質原子の量が両者の温度においてほぼ等しいために、結晶粒の粗大化による低下と推察される。

5. 高温疲労試験後の硬度分布と金属組織
疲労試験後の試料の中心線を含む面で試料を縦割し金属組織を観察し、しかる後 500 g 荷重の微小硬度計で硬度分布を測定した。

Fig. 5 に 650°C および 800°C の硬度測定結果の一例を示す。650°C においては回転曲げ疲労試験のため曲げ応力は試料表面層において最大で中心はほとんど零であり、繰返し荷重によつて生ずるひきり主として試料表面層部においておこるためこの部分に生じた

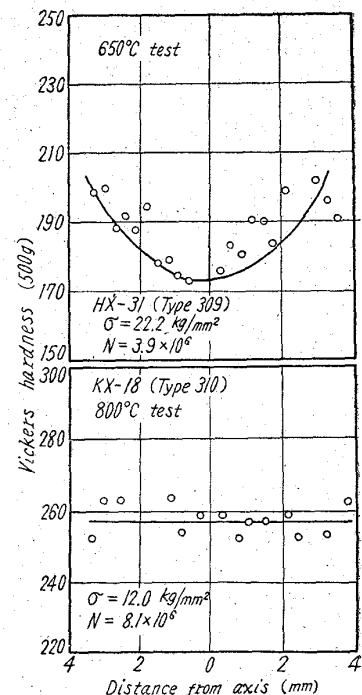


Fig. 5. Hardness distribution of specimen sections broken by rotary bending fatigue.

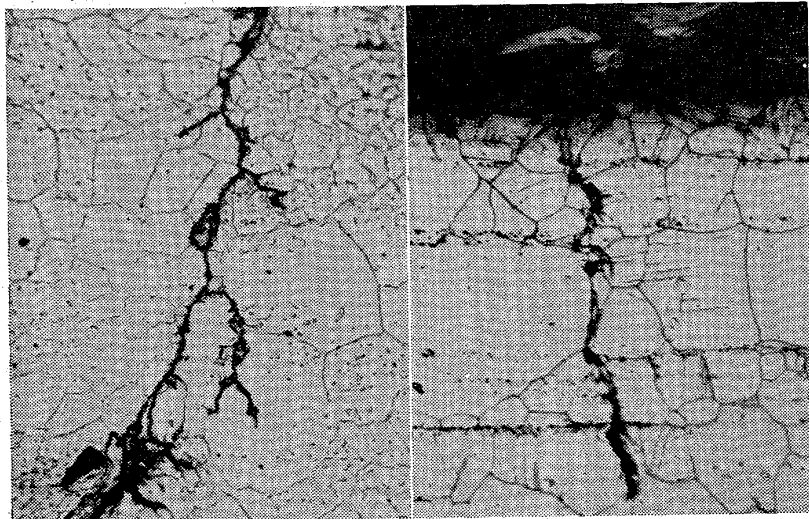


KXV 2 (Type 310) 1100°C×1h W.Q.
 $\sigma_w = 14 \text{ kg/mm}^2$, $N = 4.7 \times 10^6$
 10% oxalic acid, electrolytic etch, ×200

Photo. 1. Microstructure after fatigue test at 650°C.

じり帯に多量の炭、窒化物が析出し硬化を生じたものと考えられる。一方 800°C においては表面層の硬化の現象がみられない。Photo. 1 は試験後の金属組織を示したもので試料の表面層に著しいじり帯が見られる。試料により異なるがじり帯の明瞭に見られる層の厚さは 1~2mm 程度である。また低 C および高 Si の含フェライトの 309 型鋼 (試料 HX32, 12 等) においては試験中にフェライト相はシグマ相に変態するのが認められる。

次に疲労試験によつて破断した試験片の主として破断面とその近傍の疲労亀裂を顕微鏡的に観察し破断形式を調べた。Photo. 2 に結果を示すが 650°C, 800°C のいずれにおいても貫粒破断である。



KX-18 (Type 310) 800°C
 1100°C×1h W. Q.
 $\sigma = 17.0 \text{ kg/mm}^2$
 $N = 5.4 \times 10^3$
 10% oxalic acid, electrolytic etch. ×200

HX-31 (Type 309) 650°C
 1100°C×1h W. Q.
 $\sigma = 34.4 \text{ kg/mm}^2$
 $N = 2.4 \times 10^3$
 10% oxalic acid, electrolytic etch. ×200

Photo. 2. Type of fractures caused by fatigue test at 650°C and 800°C.

IV. 結 言

AISI 309, 310 および 330 型の各種オーステナイトステンレス鋼の主として 650°C における疲労試験を行なった結果次のことが明らかにされた。

1. 800°C においては耐久限を有しないが 650°C においては一定の耐久限が存在し耐力よりも遙かに高い値をとる。

2. 650°C において耐久限と抗張力および耐力との間には強い正相関を有する。この耐久比は常温における耐久比よりもかなり高い値を示し疲労中に強化が行われることを示す。

3. 650°C においては 10 時間程度の短時間では疲労強度はクリープ破断強度にはほぼ等しいが 100h ではクリープ破断強度の方がかなり低い。したがって長時間の許容応力値は疲労強度よりもクリープ破断強度に支配される。

4. C, N は 650°C 疲労強度の改善に有効な元素である。Si, Ni も若干疲労強度を向上させる傾向を示すが Cr はほとんど影響を示さない。

5. ほぼ同一化学成分の真空溶解材と大気溶解材とでは疲労強度には顕著な影響は認められなかつた。

6. 標準の 309 および 310 型鋼では溶体化処理温度が上昇すると共に結晶の粗大化にもかかわらず疲労強度が向上し 1200°C で最高となる。また疲労強度は溶質原子の量が同一ならば結晶粒が微細なほど疲労強度が高く

溶体化処理温度の上昇は C 量を増加させたのとはほぼ等しい効果を示す。

7. 650°C 疲労によつて高い繰返応力を受けた試料表面層には著しいじり帯がありこの近傍に炭化物が著しく析出し硬度上昇が認められる。800°C 疲労では硬度上昇が認められない。また 650°C および 800°C の疲労破壊はすべて貫粒破壊である。

8. 以上の結果から耐熱オーステナイトステンレス鋼の 650°C の疲労強度は単に材料のじりに対する抵抗のみでなくオーステナイト中の C, N 等の侵入型の過飽和溶質原子の疲労中の析出による強化に大いに支配されるものである。

(昭和36年6月寄稿)

文 献

- 1) 塚本, 鈴木: 鉄と鋼, 47 (1961)

- 3, p. 558~560
- 2) 篠田, 桜井, 他: 日本金属学会誌, 24 (1960) 10 645
- 3) INCO: Heat Treatment and Physical Properties of Cr-Ni Stainless Steels (1947), 61
- 4) ASTM: Spec. Tech. Pub. No. 124 (1952)
- 5) B. CINA: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 179 (1955), 230
- 6) E. EVANS: Proc. Electr. Furn., (1957), 93
- 7) H. HABERT, R. CAUGHEY: Metal Progress, 35 (1939), 469

古代鉄釘の冶金学的調査*

堀川 一男**・梅沢 義信***

Metallurgical Investigation into Ancient Iron Nails.

Kazuo HORIKAWA and Yoshinobu UMEZAWA

Synopsis:

Metallurgical investigation has been carried out on 28 specimens of ancient iron nails used in the famous old wooden buildings in Japan such as "Kondo" (sanctuary) of "Horyu-ji" temple, "Hoodo" (main hall) of "Byodo-in", three-storied pagoda of "Meitsu-ji", five-storied pagoda of "Daigo-ji" and "Haiden" (oratory) of "Otonashi" shrine. The age when these specimens were manufactured are presumed to lie in the years from 607 down to 1800 A.D. Results obtained are summarized as follows.

(1) In general Mn, S and Cu content in steel is very low and probably these ancient nails were manufactured from wrought iron which had been produced from sand iron.

(2) There are a few specimens with nearly the same content of Mn and S as those in steel used at present. Presumably they have been produced from iron ore, not from sand iron.

(3) Even in the same specimen, C content is remarkably different depending upon the position. Consequently, unevenness in hardness is also noticeable. From these facts it is presumed that these specimens were made by forging several pieces of crude iron which had contained respectively different C contents.

(4) The content of alloying elements are extremely slight therein but the content of iron slag is very high.

I. 緒 言

わが国の古代に製造された鉄鋼製品の冶金学的調査については、故依国一博士¹⁾が、刀剣類について詳細に研究され、その優れた製造技術について報告されているが、釘とか鋸など建築用の鉄金物については、西村博士²⁾が、法隆寺の五重塔と金堂の古代釘について調査されておられるほかには、遺在された貴重な文化財について研究しなければならないために試料の入手が容易でなく、ほとんど報告されていない。

東京国立文化財研究所では、その事業の一環として法隆寺をはじめ平等院、京都醍醐寺、明通寺などわが国の古い建築物に使用されていた鉄金物について調査を企画され、筆者らは、その冶金学的調査を同所の保存科学部から依頼を受けた。調査対象が得難い洵に貴重な試料であり、鉄鋼業に関係する者にとつて、歴史的にも、技術的にも極めて興味深い問題であるので、ここにその概要

を報告し、大方の御参考に供する次第である。

II. 調 査 試 料

今回調査した古代鉄釘は法隆寺金堂から採取したもの6点、平等院から採取したもの6点、福井県小浜市在の明通寺三重塔から採取したもの2点、京都醍醐寺五重塔から採取したもの6点、高知県須崎市在の鳴無神社拜殿から採取したもの4点、合計28点であつて、製造時期は西歴607年から1800年におよんでいる。各試料の外観形状をPhoto. 1に示した。

法隆寺金堂から採取した釘のH-1は創建当初(推古15年西歴607年)のもので、先端と頭部はグラインダーがかけられ原形を止めていないが、ほとんど腐食してお

* 昭和34年10月本会講演大会にて発表

** 日本鋼管株式会社技術研究所, 工博

*** 日本鋼管株式会社技術研究所