

(a): Oil-quenched (b): Deformed to 35% prior to oil-quenching

Photo. 1. Electron-microfractography of 13% Cr steel fractured at -50°C.

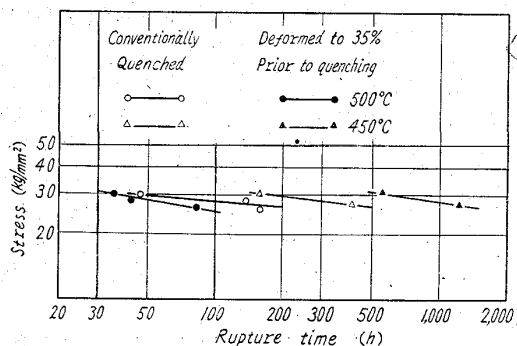


Fig. 3. Stress-rupture time relationship of 13% Cr steel at 450°C and 500°C.

る。これは炭化物の析出、凝集<sup>3)</sup>による脆化のためと思われる。

(2) クリープ強さにおよぼす影響

長時間の恒温焼戻しを行いオースフォーミングの効果が残る臨界条件を求めた結果、450°C 以下の温度ではかなり長時間オースフォーミングによる強化が残ることがわかったので、450°C および 500°C においてクリープ破断試験を行い高温における機械的性質におよぼすオースフォーミングの効果を調べた。Fig. 3 はクリープ破断実験の結果をまとめたもので、破断時間と負荷応力の関係を図示したものである。この実験において試験温度 450°C の場合にはクリープ破断実験前に 500°C で 5h の熱処理を施し、試験温度 500°C の場合には、試験前に 500°C 24h の熱処理を行なった。図にみるように 450°C においてはオースフォーミング処理によりクリープ破断強さはかなり改良されるが、500°C ではその効果はすでに失われ逆に普通焼入れの場合の方がクリープ破断強さはよいようである。

IV. 総 括

オースフォーミング処理が 13Cr 鋼の低温ならびに高温の機械的性質におよぼす影響を検討するために、衝撃値およびクリープ破断強さに与える効果をしらべた。

室温の衝撃値はオースフォーミング処理により、約 35% の加工度を与えることにより、約 3kg-m 向上し、また遷移点は約 -40°C より約 -60°C に移った。

クリープ強さに与える効果は 450°C 以下で顕著であ

り、450°C のクリープ破断試験においてオースフォーミングにより破断時間は長くなるが、500°C においては、その効果は失われた。

以上の研究の結果オースフォーミングにより 13Cr 鋼の衝撃値を改良することができるとともに 450°C 以下におけるクリープ破断強さをも改善できることがわかった。

文 献

- 1) 細井: 鉄と鋼, 47 (1961), p.448
- 2) Y. HOSOI, K. E. PINNOW: Trans. Amer. Soc. Metals, 53(1961), p. 591
- 3) F. B. PICKERING: Precipitation Process in Steels (The Iron & Steel Inst.), (1959), p. 23

669.14.018.8:669.15'2x'26-

19456:620.192.49:539.56

(154) 25Cr-20Ni 系ステンレス鋼における  $\sigma$  相の挙動

神戸製鋼所長府北工場

工博 高橋 孝吉・大西 忠利  
浜田 汎史・大城 毅彦

Behavior of Sigma Phase in 25% Cr-20% Ni Stainless Steel.

Dr. Kokichi TAKAHASHI, Tadatashi ONISHI, Hirofumi HAMADA and Takehiko OSHIRO.

I. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼の優れた特性の多くは、これがオーステナイト単相であることに基くものであるが、従来著者などはこの種ステンレス鋼の鋼管製造工程中あるいは二次加工後における不適当な熱処理、ならびにこれにつづく高温での長期使用などが  $\sigma$  相の析出をうながし、ステンレス鋼の材料特性を著しく損うことの意外に多いことを経験している。したがって著者などは今後各種のオーステナイト系ステンレス鋼における  $\sigma$  相の挙動について一連の調査を行なう予定であるが、今回はいわゆる 25-20 ステンレス鋼について得た結果の一部を報告する。

II. 供 試 材

供試材としては 10t 塩基性電弧炉で溶製した鋼塊を外径約 160φ の丸鋼片に圧延し、これを高温押出法によつて押出加工後空冷した外径 45mm 肉厚 5.5mm の継目無鋼管を使用した。その化学成分は Table 1 のごとくである。

III. 試験方法ならびに結果

1) 固溶化処理材における  $\sigma$  相の挙動

上記押出鋼管について、1000°C, 1100°C, 1200°C, 1250°C, 1300°C/1h, W. Q. の処理を施した後、その各々について 800°C, 850°C, 900°C/4h~100h, W. Q. の加熱を重ね、顕微鏡組織の観察と 2mm Uノッチ巾 2.5mm 試験片によるシャルピー衝撃試験を行なった。その結果では、4h 程度の再熱処理では  $\sigma$  相の顕著な析出は認められず、微細な  $\sigma$  相が炭化物と混在し

Table 1. Chemical composition of test materials. (%)

Test materials	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni
Steel A	0.05	1.75	0.24	0.024	0.012	0.10	19.77	25.00
Steel B	0.11	1.98	0.53	0.024	0.044	0.09	18.70	23.92
Steel C	0.14	1.99	0.73	0.028	0.066	0.10	19.06	23.78
Steel D	0.17	1.88	0.59	0.028	0.005	0.11	18.97	23.81

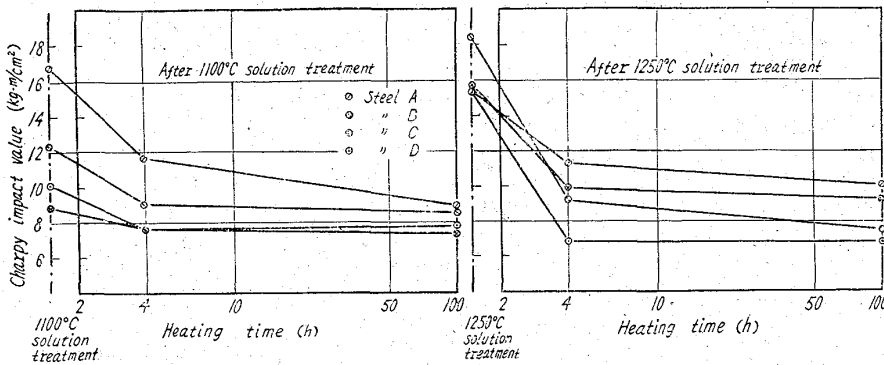


Fig. 1. Relationship between Charpy impact value and reheating time at 850°C (hot-extruded material).

たものと考えられる房状組織が見られるにすぎない。しかし 850°C/60h 以上加熱したものでは主として結晶粒界に粗大化したσ相が明瞭に認められる。衝撃値は4h加熱で急激に低下し、更に100h熱してもこの水準はわずかに低下するのみである。この衝撃値の低下は炭化物の析出および微量のσ相の析出によつて起るものと考えられ、100h保持でのゆるやかな低下はσ相粗大化によるものと思われる。Fig. 1に衝撃試験結果を示す。

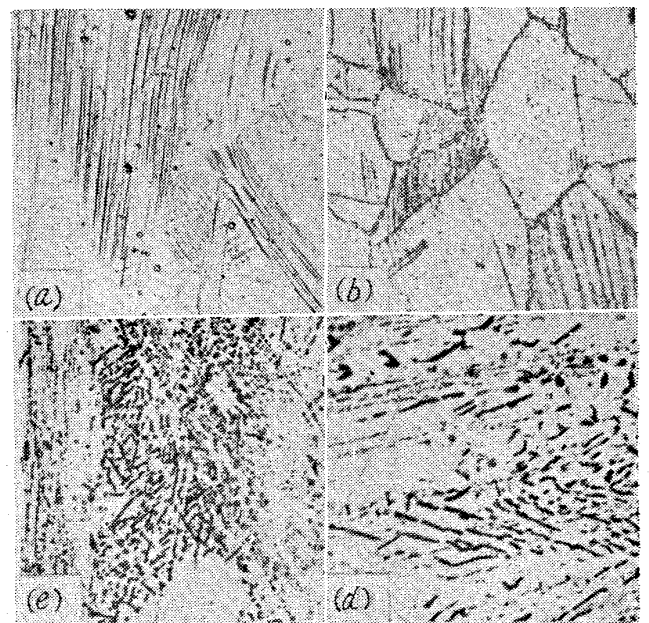
2) 冷間加工材におけるσ相の挙動

上記押出鋼管を板状として 1100°C/1h, W. Q. の処理を施した後、5%、10%、30%、60%の各圧下率で冷間圧延を行ない、これを 800°C、850°C、900°C/10mn~100h, W. Q. の処理を施して供試材とし、顕微鏡組織の観察と 2mn Uノッチ巾 2.5mm 試験片によるシャルピー衝撃試験を行なった。その結果では、1h加熱保持後の30%加工材で、すでに局部的に相当量のσ相が析出しているのが認められる。60%加工材では更に多くのσ相が析出しているが、5%、10%加工材では未だσ相の析出を認めることができない。加熱時間を6hにすると30%、60%加工材では更に多量のσ相が析出し、10%加工材ではわずかにそれらしいものが認められる程度である。加熱時間を更に12h、24h、48h、100hとして観察すると30%、60%加工材ではσ相析出量の増加と共に、1h、6h加熱後にはパーライト状あるいは紐状を呈していたσ相が加熱時間の増加にともなつて塊状となつて成長することが認められる。一方5%、10%加工材においては固溶化処理材と30%、60%加工材との中間的様相を呈し冷間加工の影響はあまり顕著にはあらわれない。本検鏡においてσ相の析出初期では、再結晶粒と認められる部分にσ相の優先析出が明瞭に観察された。これはσ相の析出と再結晶とは非常に密接な関係を有すると云う LENA および CURRY の報告を裏書きする事実である。Photo. 1に加工直後の組織お

よび諸温度に加熱保持後の組織を示す。また Photo. 2に60%加工を加え100h加熱保持した後の組織を示す。

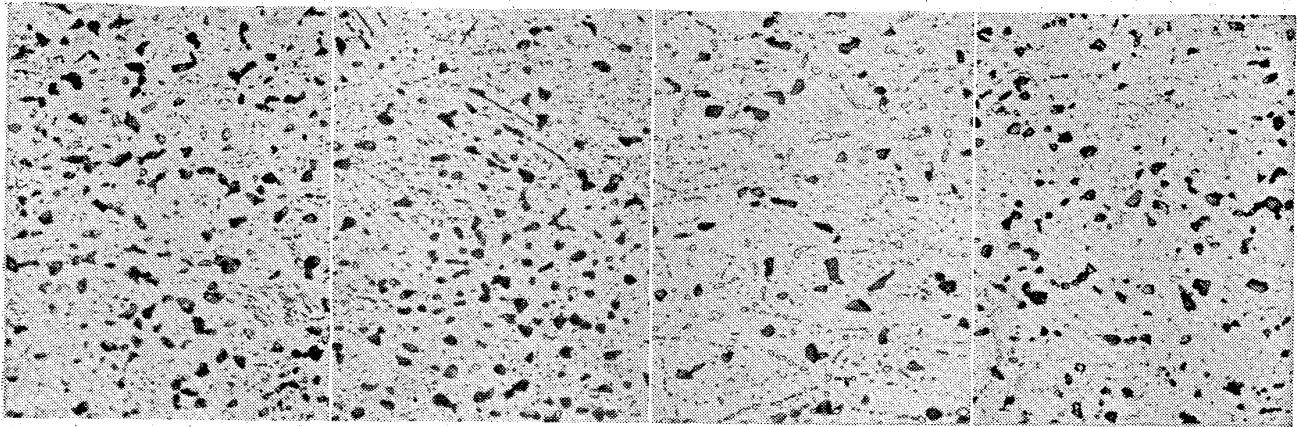
衝撃試験の結果はσ相の析出粗大化によつて著しい脆化が比較的短時間内に発生することを示している。衝撃値は高度の加工を加えたものでは加工直後は低い水準にあり10mn, 1h加熱処理によつて上昇する傾向にある。これは加工歪の緩和によるものと思われ、6h以上の加熱では急激な低下を示し、100hまで加熱を続けると

この供試材における最大値の1/2程度まで低下する。30%の冷間加工を受けた steel C および steel D では同様の傾向を有するが同加工率の steel A, steel B では短時間の加熱によつても、衝撃値の相当な低下が見られる。これはC量が高いために炭化物が粒界に比較的多量に析出することによるものと思われる。組織との関連から見ると、1h加熱処理後の供試材でσ相の析出にもかかわらず衝撃値の上昇が見られる他はすべて良い一致をし、σ相の粗大化したがつて衝撃値が低下することは明かである。Fig. 2, 3に試験結果の一部を示す。



(a) As cold-rolled (b) 10 mn reheated (c) 1 h reheated (d) 6 h reheated

Photo. 1. Typical microstructures of steel D reheated at 850°C after 30% cold-rolled. Etching solution used was 2HCl+1HNO<sub>3</sub>+3 glycerin. ×800 (2/3)



Steel A                      Steel B                      Steel C                      Steel D  
 Photo. 2. Typical microstructures of steel A, B, C and D reheated at 850°C after 60% cold-rolling. Etching solution is 2HCl+1HNO<sub>3</sub>+3 glycerin. ×800 (3/5)

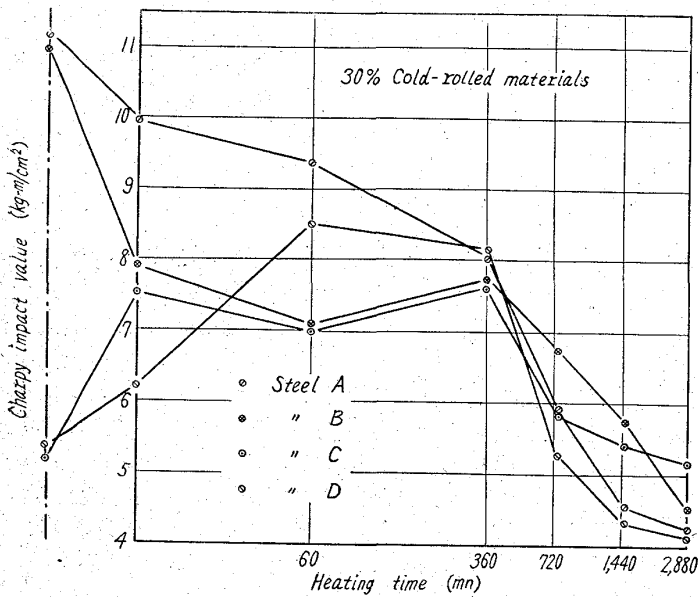


Fig. 2. Relationship between Charpy impact value and heating time at 850°C.

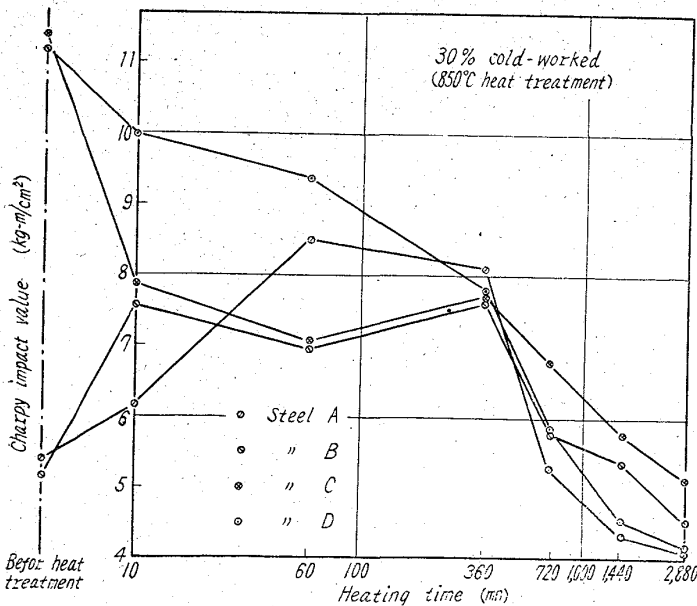


Fig. 3. Relationship between Charpy impact value and reheating time at 850°C (cold-rolled materials).

#### IV. 結 言

本実験で得られた結果は、1) C量の増加はσ相の析出を抑制する傾向がある、2) 冷間加工のσ相析出促進作用はある特定の加工率以上で急激に現われる、3) 固溶化熱処理材ではσ相析出は冷間加工材に比べて顕著でない、4) 衝撃値の低下は炭化物、σ相双方の析出によつて起るようである。などの諸点であるが本実験で観察した冷間加工によるσ相析出促進作用はLENAとCURRYによつて報告されているよりも大きく、実用上相当問題を有するようである。なお本稿ではσ相の影響を材料の脆化についてのみ取扱つたが、更に耐食性におよぼす影響についても実験をすすめる予定である。