

Fig. 5. Minimum creep rate-stress curve of testing position B. (Radial direction)

ローター軸実体の内外部および、それら三軸方向の衝撃遷移温度および、クリープラプチャー性質の変化を調べ、次の結論をえた。

1) 衝撃遷移温度は外周部から中心部に行くにしたがい高くなっているが、高圧ローター軸規格に対してはほぼ中心に近い位置まで満足する結果を示した。また胴部での試験方向による差異については軸方向と切線方向とでは大した差異が認められないが、半径方向は前二者に較べると 10°C ~ 15°C 高い遷移温度を示した。しかしながらこの差異は外周部と中心部とでほとんど変化していない。これらの事実はこのローター軸の製造条件の適切であつたことを示唆している。

2) クリープラプチャー強度は軸方向が最も高く、半径方向、切線方向の順に低下しているがそれらの低下率は 5% ~ 10% 程度で小さい。切欠型試験片は平滑型に較べて短時間側で高く、長時間側で逆に低くなる傾向が認められた。軸内部は外周部よりもラプチャー強度は逆に高いが、破断後の伸び、絞りは逆に低くなっている。

文 献

- 1) 中野, 他: 鉄と鋼, 45 (1959) 3, p. 360.
- 2) 中野, 他: " 46 (1960) 3, p. 406.
- 3) 中野, 他: " 46 (1960) 10, p. 1342.

669.15174778-1942621.785.72620.172
(131) Si-Mn 鋼における焼戻特性

金属材料技術研究所 ○星野明彦

Tempering Characteristic of Si-Mn Steel. 62311

Akihiko HOSHINO. 1447~1449

I. 緒 言

Si-Mn 鋼は従来より構造用鋼として利用されている

Table 1. Chemical composition of the steels tested.

Steels	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
Si-Mn	0.57	1.65	0.87	0.012	0.021	0.07	0.09	0.24
Plain C	0.56	0.35	0.82	0.013	0.013	0.18	0.10	0.28

が、この理由としては Si 添加によつて弾性限が比較的大きいことの他に、他の合金鋼に比べて安価であるという経済的優利のあるためである。前報¹⁾においてはこの Si-Mn 鋼を恒温変態処理した場合の機械的性質について研究を行ないその結果として低温での恒温変態処理によつてえられる機械的性質、特に降伏点および絞りはいちじるしく低下していることを認め、これは主として炭素原子の過飽和固溶による格子歪が原因であることを報告したが、この報告においては Si-Mn 鋼の焼戻過程における炭化物反応を普通炭素鋼における場合と比較し、Si-Mn 鋼の有する機械的特性を十分に発揮させるのに適した熱処理方法を指示せんとするものである。

II. 実験方法

1. 供 試 材

この実験に供した Si-Mn 鋼 (SUP 6) と普通炭素鋼 (S55C) の化学組成を Table 1 に示す。

2. 熱 膨 張 試 験

5mm φ × 80mm 試験片を 850°C 油焼入後、真空中において純鉄を標準片として 150°C/h の加熱速度で示差熱膨張試験を行なつた。

3. 焼戻による硬度変化

10×10×3mm の小試片を 850°C 油焼入後 300°C ~ 700°C の各温度において 100h にまでおよぶ焼戻処理を行なつてから硬度測定を行なつた。

4. 機 械 的 性 質

350°C ~ 650°C において 50°C 間隔の各温度で焼入後の焼戻を行ない、引張試験に供した。

III. 実験結果と考察

1. 熱 膨 張

Fig. 1 においては plain C 鋼と Si-Mn 鋼について

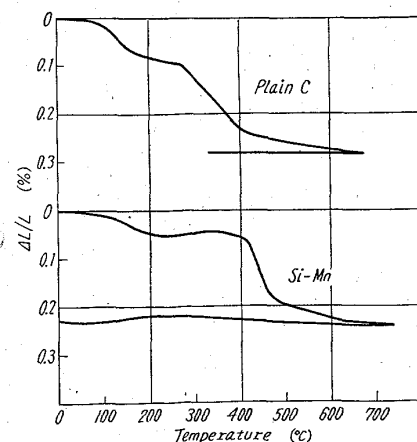


Fig. 1. Dilatometric changes.

の $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の加熱速度による長さの変化を示す。焼入によつて両鋼種ともにマルテンサイト組織となつているため通常の場合より膨張している。まず加熱時においては炭素原子過飽和固溶体よりの炭化物析出のために収縮を開始し、この焼戻第一段階は plain C 鋼を例にとれば 270°C で終るのに対して Si-Mn 鋼ではその収縮量は極めて少ない。plain C 鋼においてはこの 270°C 以後に急激な収縮が起つており、これは炭化物 (Fe_3C) 形成による焼戻第 3 段階に相当し 400°C で終了している。しかし Si-Mn 鋼においては 400°C においても 200°C における収縮量と大差なく、焼戻第 3 段階は 400°C を超えて後急激に生じ 460°C 以後緩慢となる。Si-Mn 鋼において 250°C 以後に膨張する傾向のあるのは多分残留オーステナイトの分解によると推定される。急激な収縮を示して後にも緩慢な収縮を伴うことは生成炭化物 (Fe_3C) の凝集に基因する。このように Si-Mn 鋼においては Si の作用によつて炭化物 (Fe_3C) の生成が遅れるとともに残留オーステナイトの分解も遅れて起るようである。

2. 焼戻における硬度変化

焼入試料 (HRC63) の焼戻を行なつた場合に plain C 鋼の焼戻硬度は時間対数に比例して減少する。一方 Si-Mn 鋼の場合には Si がフェライト中に固溶して強化しているために炭素鋼の場合より焼戻硬度は可成り高く、Si 添加により焼戻抵抗が見られるのは明らかである。

3. 機械的性質

$350^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ の各温度において 1h 焼戻処理後の試験片 ($7\text{mm } \phi$) についての結果を Fig. 2 および Fig. 3 に示す。Fig. 2 においては引張強度、降伏点それに降伏比におよぼす焼戻温度の影響を示す。強度については硬度とほぼ比例していることは両鋼種について認められるが、ただ Si-Mn 鋼の 350°C 焼戻試料の引張試験において異常破断が観察された。焼戻処理によつてえられる降伏比は 93% に達しており、この値は恒温変態によつてえられる値 (80%) より可成り高く、弾性限の大なることを暗示している。 500°C 以下の温度において焼戻を行なつた場合には両鋼種間の強度差が大きい、これは Fig. 1 の結果から説明されるであろう。

Fig. 3 は焼戻温度と絞りおよび伸びとの関係を図示しているが、Si-Mn 鋼においては 400°C 以下の温度で焼戻を行なつた場合には絞りおよび伸びは非常に低下しており特に 350°C においては降伏点近くにおいて破断する。この脆性は要するに格子歪に基因するものである。しかしながら Si-Mn 鋼の場合でも 450°C 以上の温度で焼戻を行なつた場合には絞りは可成り大きい、それ以上の温度での焼戻処理によつては硬度や強度の減少にかかわらず停滞している。このような現象は、たとえ焼戻後水冷したとはいえ、焼戻温度に 1h 保持されることにより焼戻脆性が現れると見做され、また Si-Mn 鋼において 650°C 焼戻においてもあまり絞りの増大しないのはフェライト相中に Si が濃縮するためと思われる。

Fig. 4 には 300°C 焼戻試料、Fig. 5 には 500°C 焼戻試料の電子顕微鏡写真を示している。Si-Mn, plain C 鋼ともに 300°C 焼戻によつてえられる炭化物は粒界に細長く析出し、析出量の点では plain C 鋼における方

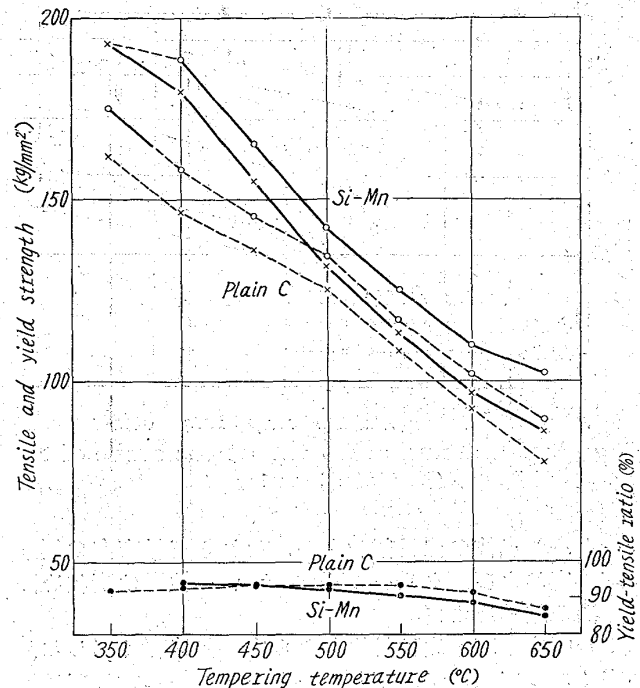


Fig. 2. Relation between the tempering temperature and the strength.

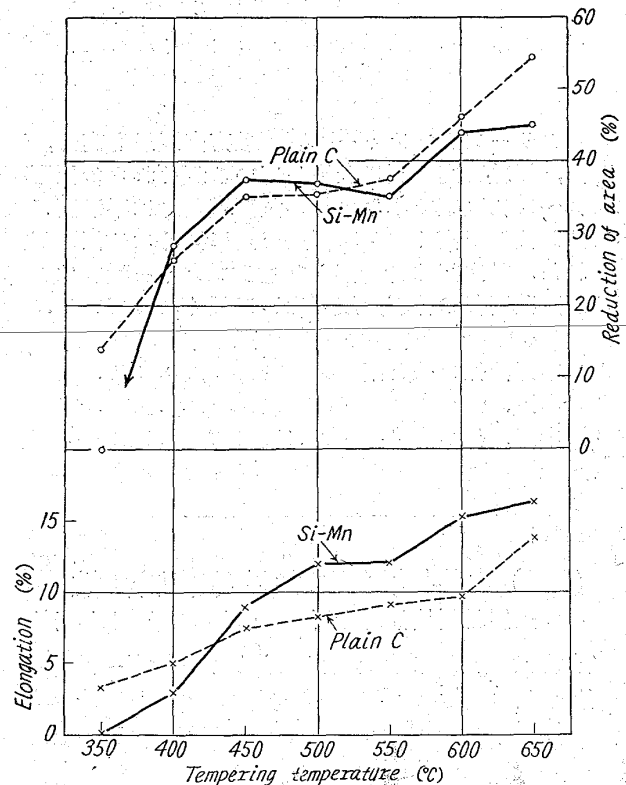
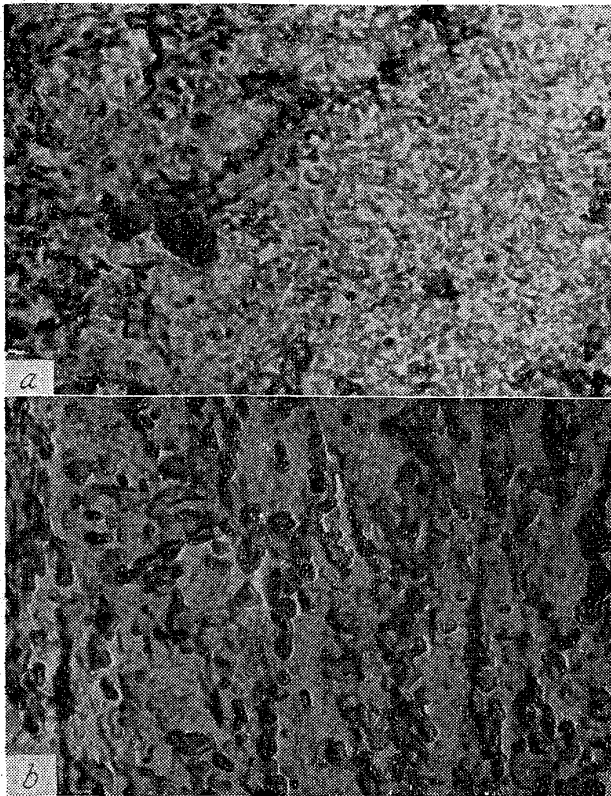
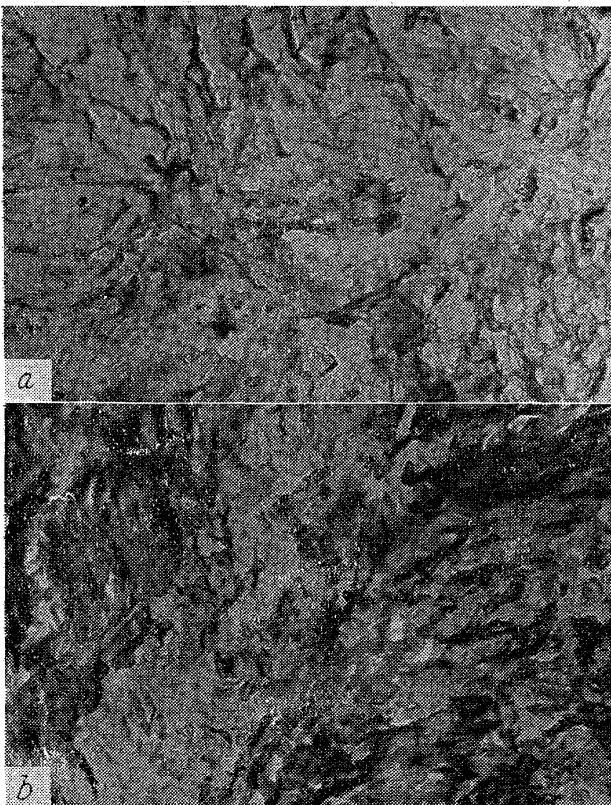


Fig. 3. Relation between the tempering temperature and the ductility.

が Si-Mn 鋼のときより多い。また 500°C 焼戻組織においては球状化した炭化物が観察され Si-Mn 鋼に比して plain C 鋼の炭化物粒の成長しやすいことが明らかである。



(a) Si-Mn steel (b) Plain C steel $\times 25,000$ (3/5)
Fig. 4. Electron micrographs of the steels tempered at 300°C.



(a) Si-Mn steel (b) Plain C steel $\times 25,000$ (3/5)
Fig. 5. Electron micrographs of the steels tempered at 500°C.

文 献

- 1) 星野: 鉄と鋼, 48 (1962), P. 571.
- 2) 上野, 星野: Tetsu-to-Hagané Overseas 2 (1962), No. 3.

669, 14, 018, 24 = 620, 178, 746, 22 = 620
(132) 軸受鋼の衝撃強さと転動疲労 (178.37)

不二越鋼材工業

○大沢真澄・工博 近藤正男

Impact Strength and Rolling Fatigue of Bearing Steel. 623/2

Masumi OHSAWA and Dr. Masao KONDO.

I. 結 言 1449~1457

鋼材の鍛錬比が増加するにつれて、結晶偏析とこれに附随する介在物は鍛伸方向に長く伸びて、いわゆるせんい組織を形成する。このせんい密度が大であることは、軸受の耐久寿命向上に対する有力な一因子であると考えられる¹⁾。また、軸受の転動面におけるせんいの方向は、材料の疲労にもとづく剝離(flaking)現象の発生に対して重要な意義をもつようであり²⁾、材質的には鋼材の衝撃強さなどに関連する現象と考えられる。このような観点から、本研究では、高炭素クロム軸受鋼(SUJ2)の鍛錬比と衝撃強さやその異方性との関係ならびに flaking の発生頻度に対するせんい方向の影響などについて調べた。

II. 鋼材のせんい密度

Fig. 1 は棒鋼とリング素材として使用する鋼板の寸度とせんい密度との関係である。せんい数の測定法は、試片を 840°C 焼入後、被検面をピクリン飽和水溶液で腐食し、縦断面について 60 倍で検鏡した。鍛錬比の増加につれてせんい密度が増すとともに、せんいの現われ方は次第に鮮明となる。ほぼ同一型番の軸受について比較すれば、鋼板製軸受では棒鋼使用の場合の 2.5~3 倍のせんい密度となる。

III. 鍛錬比と衝撃強さ

Fig. 2 は棒鋼の鍛錬比と焼入焼戻状態におけるシャルピー衝撃値(JIS 3号試片)との関係を示す。鍛錬比の増加につれて靱(じん)性は向上するが、鍛錬比は同一であつても鋼塊型式やそのほかの条件によつて効果は

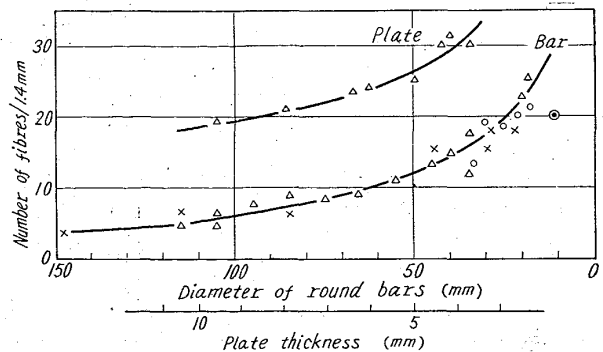


Fig. 1. Comparison of the fibre density of rolled round bars and steel plates.