

669,14018,258,22669,15'26'28'292

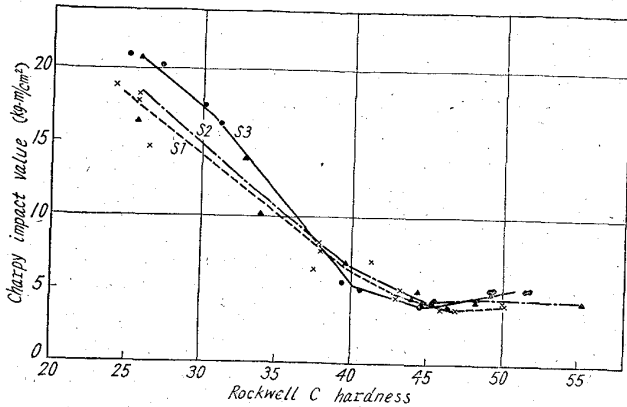


Fig. 5. Relation between Charpy impact value and hardness after heat treatment.

値の関係を検討すると、例えば焼入組織がマルテンサイトのものについては、Fig. 5 に示したように、Si 量の衝撃値におよぼす影響は小さいようであり、低硬度レベルでは C% の影響がみとめられる。一方ベイナイト組織のものでは低硬度レベルにおいて、Si 量の影響が若干みとめられる。

(3) 高温引張試験結果

空冷後、650~700°C で焼もどしを行なったものについて、試験温度 300~700°C の高温引張試験を行なった。Si 1.4% のものは他のものに比して、特に、高温における強度がまきついている。

IV. 結 言

1. Si の添加によつて AC₁, AC₃ 変態点が上昇し、変態時の体積変化はいちじるしく減少する。
2. 実体型の質量に応じて変態特性が問題となるが、Si 量が増大しても変態特性には大きな差違はない。
3. Si 量の増大は焼もどし軟化抵抗をまし、高温における強度の維持に寄与する。
4. 供試成分範囲内では、同一硬度レベルで比較すれば、Si 量の衝撃値におよぼす影響は小さい。

以上 Si が諸性質におよぼす影響をのべたが、特に 1 に述べた Si の添加による性質の変化は耐熱亀裂性の向上に効果大きいものと考えられる。

注) なお本報に述べた供試鋼を含む化学成分については特許出願中である。

(147) Si-Cr-Mo-V 鋼の熱疲労特性
782-194 (鍛造用型鋼としての Si-Cr-Mo-V
2620,178 鋼に関する研究—II)
38

住友金属工業中央技術研究所

○加藤 直・理博 邦武 立郎

駒田 士道・工博 西岡 邦夫

Thermal Fatigue Characteristics of Si-Cr-Mo-V Steel.

(Studies on the Si-Cr-Mo-V steels for forging dies— I)

Tadashi KATOU, Dr. Tatsuro KUNITAKE.

Kotomichi KOMADA and Dr. Kunio NISHIOKA.

I. 結 言

高い変態点を有し、かつ変態に伴う体積変化の少ないことを特徴とする 1.5% Si を含む Cr Mo V 鋼 (前報に報告¹⁾) について種々の温度サイクル下で直接通電型熱疲労試験材を用い、熱疲労試験を行ない、この鋼の熱疲労寿命におよぼす温度サイクルの影響を調べるとともに、同様の用途に用いられる Cr Mo 鋼のそれと比較した。

II. 供試鋼と実験方法

Table 1 に供試鋼の化学成分を示した。表中の A_c 温度は 2.5°C/mn の加熱速度で、熱膨張測定によつて決定したものである。

供試鋼 A, B は 34 mm φ に鍛伸後、それぞれ 900°C × 1 h, 850°C × 1 h 加熱後炉冷を行なった。その後試験片の平行部を 20mm φ に荒仕上し、供試鋼 A については 950°C × 1 h, B については 850°C × 1 h 加熱後空冷を行なった。その結果前者は粗いベイナイト組織、後者はマルテンサイトとベイナイトの混合組織であった。これらを H_{RC} 30 前後に焼もどしを行なった後、試験片に仕上げ試験に供した。

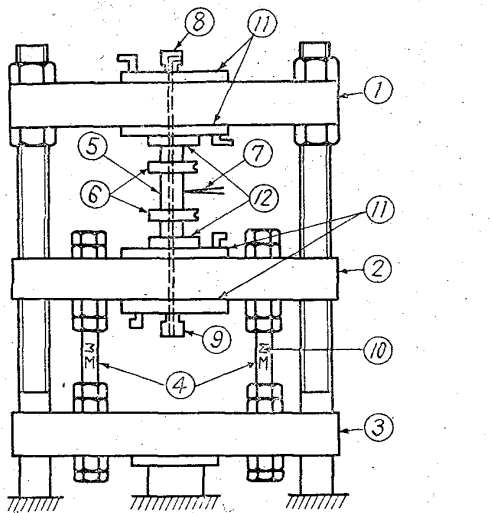
Fig. 1 に試験機の主要部分を示した。試験機は直接通電方式の熱疲労試験機で試験片に拘束状態で任意の温度サイクルを加えることによつて熱疲労特性を試験する型式のものである。試験片は低電圧大電流の直接通電により抵抗加熱され、所定の温度に達すると電流が断たれ試験片の内部を流れる圧縮空気により所定温度まで冷却され、以下これが繰返される。温度は試験片の中央部に溶接された熱電対により検出されるとともに制御される。また試験片に発生する熱応力は応力測定棒 (Fig. 1 ④) に貼布した抵抗線歪ゲージで検出されるようになっている。なおこれらの応力、温度は X-Y 記録計で応力-温度曲線を自動的に記録できる。

試験片は Fig. 2 に示すごく中空薄肉円筒として、加

Table 1. Steel investigated.

Designations	Classification	Chemical composition (wt%)								Ac (°C)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	
A	Si-Cr-Mo-V	0.32	1.42	0.82	0.014	0.006	0.96	0.41	0.20	786~911
B	Cr-Mo	0.56	0.22	0.90	0.016	0.005	0.97	0.24	—	741~778*

* These values were determined for the steel with similar compositions.



- ①. Upper crosshead ②. Lower end-plate
- ③. Lower crosshead ④. Weigh bars
- ⑤. Test specimen ⑥. Electrodes for heating
- ⑦. Thermocouples ⑧. Inlet of compressed air
- ⑨. Outlet of compressed air
- ⑩. Resistance-wire strain gauges ⑪. Water jackets
- ⑬. Chucks tightening the specimen

Fig. 1. Thermal-cycling test apparatus.

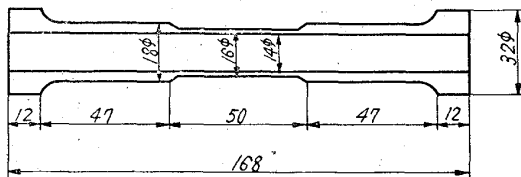


Fig. 2. Specimen.

熱冷却方式の便宜さをはかるとともに、試験片半径方向の温度勾配による半径方向の熱応力の発生をなくすようにした。

温度サイクルは加熱時間 15 s, 上限温度保持時間 5 s, 冷却時間 25 s, 下限温度保持時間 5 s で、サイクル所要時間は 50 s である。

Fig. 3 は試験中に試験片に働く熱応力の全振巾が、繰返数とともに変化する状況を示したもので、試験の初期から繰返しがかなり進んでもほとんど変化せず、破断直前に急激に低下する。これは試験片の一部に亀裂が入り始めるからで、熱疲労寿命としてここでは応力振巾が定常状態の 50% に低下したときの繰返数とすることにする。

III. 実験結果

(1) 熱疲労寿命

Fig. 4 は各種の温度サイクルでの供試鋼 A, B の熱疲労寿命と応力振巾の関係を示したものであ

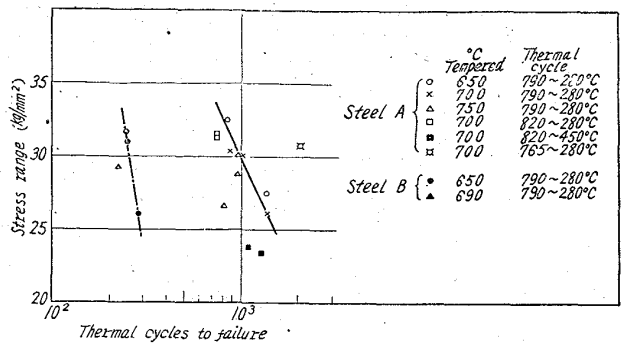


Fig. 4. Relationships between stress range and thermal cycles to failure.

る。この結果からつぎの事実を列挙することができる。

a) 供試鋼 A の Ac_1 直上, 供試鋼 B の Ac_3 直上に相当する上限温度 790°C と下限温度 280°C の温度サイクルでは供試鋼 A は供試鋼 B の約 3 倍強の熱疲労寿命を示した。

b) 供試鋼 A, B いずれも、焼もどし温度を変えることによつて Hv 250~360 の範囲内で硬度を変えても熱疲労寿命の差は殆んど認められない。(a) と同じ温度サイクル)

c) 供試鋼 A, B いずれについても、温度サイクル $790\sim 280^\circ\text{C}$ で、応力振巾と繰返数の対数の間にはほぼ直線関係が認められる。

d) 熱疲労寿命におよぼす上限温度の影響は大で、温度が高くなる程寿命は短くなり、特に上限温度が Ac_1 以上となり、オーステナイト化が起ると急激に寿命が低下する。

e) 供試鋼 A について、 Ac_1 以上の上限温度 840°C でも下限温度を 280°C から 450°C に高くして温度振巾を小さくすると、応力振巾は低下し、温度サイクル $840\sim 280^\circ\text{C}$ の場合に比して寿命は長くなる。しかし温度サイクル $790\sim 280^\circ\text{C}$ での応力振巾—寿命の関係から同じ応力振巾で推定した寿命より短いのが、これは上限温度の上昇、または温度振巾の平均温度の上昇によるものと考えられる。

(2) 試験片の形状変化, 亀裂の発生状況

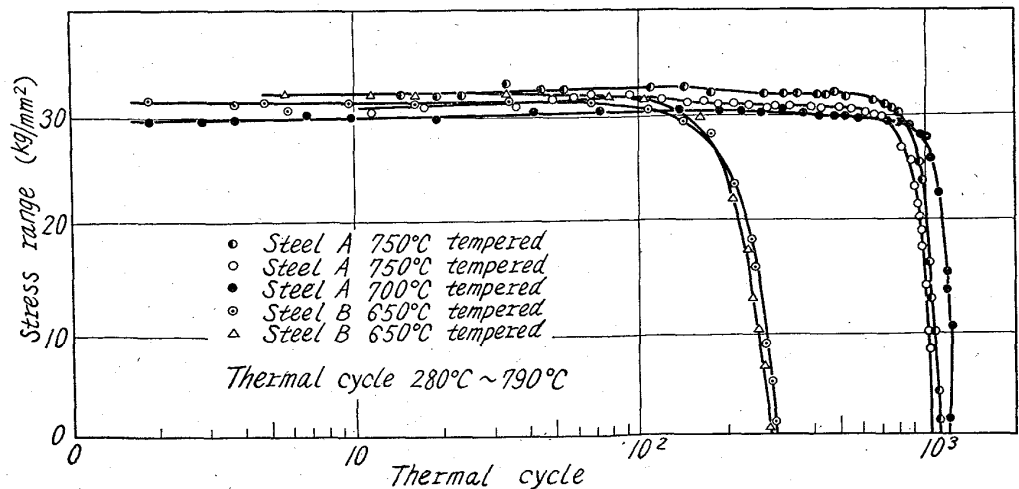


Fig. 3. Variations in stress range during thermal cycling.

a) 上限温度が Ac_3 以上になると試験片の平行部の中央から対様の位置に2個のリング状突起を生ずる。これら2つのリング状突起にはさまれた部分は、完全にオーステナイト化したと考えられる領域に対応している。したがってこの試験片の変形は、 α -Fe, γ -Fe の不連続な性質変化により生じたものと考えられ、変形が生じた結果、試験片内の応力分布は、単なる軸方向の応力以上に変形による曲げ応力も附加させるので、本試験機で上限温度が Ac_3 以上となる場合の熱疲労寿命は、変形を生じない場合と同一には評価できないと考える。

b) これら試験に供した試験片の亀裂は大部分が鋸歯状に大きく口を開いている。亀裂は試験片中央部では大きく数も多いが、中央から離れるにしたがつて小さくなる。

上限温度が Ac_3 以上の場合は上記のような亀裂は認められないで破断しているので、最初にできた亀裂が急速に進行し、他の部分に亀裂が発生しないものと考えられる。

文 献

- 1) 邦武立郎, 他: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 560
- 2) L. F. COFFIN Jr.: Trans. ASME, 76 (1954), p. 931~950.

669, 14, 018, 252.3-157.8, 620, 178, 952, 42, 620, 187
 (148) 析出硬化型高速度鋼の組成と硬度

63/48 関係

(析出硬化型高速度鋼の研究— I)

理研製鋼 小林 実
 名古屋工業大学 564~566

工博○矢島悦次郎・工博古沢浩一・浅田康敬

Relation between Composition and Hardness of Precipitation-Hardening High Speed Steels.

(Studies on precipitation-hardening high speed steels— I)

Minoru KOBAYASHI, Dr. Etsujiro YAJIMA, Dr. Koichi FURUSAWA and YASUHIRO ASADA.

Table 1. Chemical composition of specimens. (wt%)

Groups	Specimen marks	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Co	V	As-annealed H _{RC}
[I]	A	0.08	0.27	0.035	0.022	0.006	3.61	20.94	20.50	1.84	36.4
	B	0.25	0.21	0.035	0.015	0.006	3.88	20.78	21.12	1.92	36.6
	C	0.10	0.26	0.050	0.016	0.007	3.50	20.59	21.90	1.95	36.9
[II]	D	0.04	0.17	0.04	0.008	0.012	3.97	10.12	30.36	2.14	44.6
	E	0.04	0.17	0.02	0.016	0.015	3.87	14.23	20.56	1.40	31.0
	F	0.06	0.17	0.03	0.009	0.008	3.91	14.71	30.36	2.08	44.2
	G	0.04	0.19	0.02	0.010	0.013	4.00	20.03	15.96	1.40	33.2
	H	0.04	0.16	0.03	0.010	0.013	3.90	20.68	21.24	1.40	41.1
	I	0.10	0.22	0.02	0.012	0.012	3.96	27.58	15.96	1.24	38.8
[III]	J	0.04	—	—	—	—	4.11	9.13	34.50	4.88	49.5
	K	0.04	—	—	—	—	4.32	15.96	21.88	4.32	40.9
	L	0.05	—	—	—	—	4.11	13.40	29.48	4.44	46.3
	M	0.05	—	—	—	—	4.20	15.43	26.40	5.44	43.9

I. 結 言

析出硬化型高速度鋼は、C を必要としないために脱炭の恐れなく、martensite 変態は起らないからその生成に伴う割れや変形が少なく、また焼入状態で柔いから焼入後の加工が可能であり、したがって精密加工に適する。また溶体処理の温度、時効処理の温度、および時間によつて硬度を自由に調整し得るなど、従来の高速度鋼に比べて種々の利点がある。我が国の SKH5 は比較的これに近いものであるが、著者らはさらに工具鋼、精密用ダイス鋼、耐摩耗鋼および磁石鋼として利用範囲の広い鋼を開発する目的で、焼入硬度が低く、しかも焼戻時効後の硬度が高い析出硬化型の高速度鋼の研究を行なった。第1報として組成と硬度の関係に就いて報告する。

II. 試料および実験方法

試料は、電解鉄、低炭素の Fe-W, Fe-Cr, Fe-V, 金属 Co および白鉄を素材として、15 kVA の真空管式高周波真空溶解炉で溶解した。各試料共溶解量は約 2.6 kg で、直径 60mm, 高さ 110mm の小型鋼塊とし、これを 11mm 角の棒に鍛造し、10×10×20 mm の大きさに仕上げた。試料の化学分析値は Table 1 の如くである。この中 [I] 群は基礎試料, [II] 群は [I] を基準として硬度におよぼす W および Co の影響を見たもの, [III] 群は焼入組織の硬度低下と靱性の改善を考慮して V の添加量を増したものである。

試料は、変態点測定後、 Ac_3 より約 20°C~30°C 高い温度に 2~3h, 保持してから、550°C まで 25°C/h の速度で冷却し、これより常温まで炉冷した。焼鈍硬度は Table 1 に示す如くである。つぎに、850°C~910°C の塩浴炉で 20mn 予熱してから、焼入温度に保持した塩浴炉に入れ、30s~3mn, 保持後油焼入した。焼入温度は 1250°C, 1275°C, 1300°C および 1325°C とした。焼入試料は 100°C~750°C で 30mn~10h, の焼戻および繰返し焼戻時効を行なった。そして焼鈍後、焼入後および時効後の Rockwell C 硬度を測定し、代表的試料については光学および顕微鏡によつて組織をしらべた。

III. 実験結果および考察

(1) [I] 群について: Fig. 1 はこの群の焼戻時効