

低合金熱間鍛造用型鋼の研究*

邦 武 立 郎**・加 藤 直***

Studies on the Low-Alloy Hot-Work Forging-Die Steel

Tatsuro KUNITAKE and Tadashi KATOU

Synopsis:

In order to develop the low-alloy hot-work forging-die steels with a superior thermal-crack resistivity, the effect of alloy components: C, Si, Mn, Cr, Mo, and V, and the effect of additional alloying elements: Ni, Cu, Co, Ti, W, Zr and Nb, on the properties of the Si-Cr-Mo-V steel have been investigated.

Critical transformation temperatures, length change due to transformation, a thermal expansion coefficient, hardenability, elevated temperature mechanical properties as well as room-temperature tensile and impact properties of variously heat-treated structures (quenched and tempered, normalized and tempered) were determined. Si, which was considered to be most important alloying element, was very effective for the elevation in transformation temperatures and reduction in length change due to transformation. On the other hand, the variation in hardenability and transformation characteristics with increasing Si content was relatively small. The effect of increasing Si content on the mechanical properties of tempered martensitic structure was small, up to 2%Si. As for normalized and tempered structures, the variation of tensile properties with Si was small, but the impact value at the lower hardness level was decreased as Si content was increased. By the thermal-crack resistivity measurements, it was shown that these Si-Cr-Mo-V steels have very excellent resistivity in comparison with the conventional forging-die steel.

Characteristics of Si-Cr-Mo-V steels in the present investigation (basic composition: 0.35%C-1.5%Si-1%Cr-0.4%Mo-0.2%V) are considered as follows: high resistivity for softening during tempering, high yield and tensile strength at elevated temperature, relatively good ductility and toughness, and superior thermal-crack resistivity.

(Received 30 Oct. 1967)

1. 緒 言

熱間鍛造用型鋼の使用面においては、一般に、強度、靱性、耐摩耗性、耐熱亀裂性などにおいてすぐれていることが要求される。どの性質がもつとも要求されるかは、個々の使用用途によつて異なるが、耐熱亀裂の発生が型の寿命を決定している場合が比較的多い。ところが、耐熱亀裂性の向上については、従来努力がはらわれることが比較的すくなかつた。そこで特に耐熱亀裂性の改善をめざして低合金系鍛造用型鋼の研究を行なつた。

2. 供試鋼の選択と実験内容

次に示すような性質の変化は、材料の耐熱亀裂性の向上に有効と考えられる。

熱膨張率の減少

熱伝導率の増加

変態点の上昇

変態時の膨張収縮量の減少

高温降伏点の増加

高温延性の増加

さらに鍛造用型鋼としては、焼入性、強度、靱性、耐摩耗性なども考慮されなければならない。これらの諸性質において好ましい結果を得ることを目標として供試鋼を選んだ。

Cは一般に衝撃値、延性を低下せしめ、変態点を低下せしめるので、焼入性、耐摩耗性において支障のない限り、なるべく低くすることにした。さらにコスト上の配慮から高価な合金元素量をなるべく低くおさえるように努めた。このようにして基本合金系としてCr-Mo-V系を選び、各合金元素の効果を定量的に検討することにした。すなわち、まず基本成分を構成するC, Si, Mn, Cr,

* 昭和38年4月、10月、39年4月本会講演大会にて発表

昭和42年10月30日受付

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博

*** 住友金属工業(株)小倉製鉄所

Mo, V の増減の効果を検討した。次に, 0.35% C-1.5 Si-1% Cr-0.4% Mo-0.2% V を基本成分に選び, これに対して Ni, Cu, Co, Ti, Zr, W, Nb をそれぞれ単独に添加した効果について検討した。

Table 1 に供試鋼の化学成分の分析結果を示す。

3. 実験結果

3.1 熱膨張係数*

耐熱亀裂性の観点からは, 熱膨張係数は小さいほうがよいと考えられるが, 全供試鋼間において, 熱膨張係数には明りような差異は認められなかつた。すなわち, 常

* 熱膨張係数, 変態点, 変態時の長さ変化の測定には, 長さ 50mm, 径 3.8mm の試験片を用い, Leitz 熱膨張計によつた。加熱速度は 2°C/min である。

Table 1. Chemical composition of steels.

Designation	Chemical composition (wt %)							Remark
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Others	
C 1	0.25	1.56	0.74	1.05	0.40	0.21		C
C 2	0.45	1.60	0.81	1.03	0.41	0.21		
B 1	0.32	1.46	0.80	0.97	0.44	0.20		Base
B 2	0.33	1.51	0.73	1.01	0.41	0.21		
B 3	0.36	1.60	0.86	1.08	0.48	0.19		
S 1	0.35	0.59	0.84	1.04	0.38	0.19		Si
S 2	0.38	0.96	0.85	1.05	0.42	0.20		
S 3	0.37	1.10	0.87	1.09	0.48	0.22		
S 4	0.34	1.98	0.73	1.08	0.44	0.19		
S 5	0.36	2.20	0.70	1.03	0.45	0.20		
S 6	0.36	3.12	0.90	1.02	0.41	0.21		
S C	0.25	2.37	0.78	1.01	0.44	0.20		Low C · Si
MN	0.34	1.54	1.21	1.06	0.44	0.21		Mn
CR 1	0.33	1.69	0.98	0.77	0.47	0.23		Cr
CR 2	0.35	1.56	0.85	1.63	0.47	0.22		
CR 3	0.35	1.53	0.77	2.94	0.41	0.21		
M 1	0.36	1.62	0.85	1.06	0.20	0.19		Mo
M 2	0.36	1.55	0.62	1.07	0.68	0.21		
M 3	0.34	1.58	0.65	1.07	0.87	0.20		
V 1	0.34	1.64	0.98	0.77	0.42	—		V
V 2	0.35	1.60	0.85	0.90	0.42	0.38		
N 1	0.33	1.50	0.75	1.06	0.46	0.21	Ni 0.54	Ni
N 2	0.32	1.53	0.80	1.06	0.45	0.21	Ni 1.05	
Co 1	0.35	1.66	0.84	1.03	0.41	0.21	Co 0.54	Co
Co 2	0.33	1.47	0.79	0.94	0.41	0.20	Co 1.04	
Cu 1	0.37	1.62	0.83	1.02	0.40	0.21	Cu 0.48	Cu
Nb 1	0.33	1.49	0.72	1.01	0.42	0.21	Nb 0.06	Nb
Nb 2	0.33	1.56	0.75	1.00	0.41	0.20	Nb 0.23	
Nb 3	0.33	1.73	0.88	1.02	0.40	0.20	Nb 0.50	
W 1	0.35	1.54	0.78	1.09	0.39	0.22	W 0.38	W
W 2	0.35	1.64	0.80	1.00	0.40	0.20	W 0.91	
T 1	0.35	1.50	0.81	1.02	0.40	0.20	Ti 0.03	Ti
T 2	0.36	1.56	0.86	1.01	0.38	0.15	Ti 0.10	
Z 1	0.35	1.67	0.86	1.06	0.41	0.19	Zr 0.06	Zr
Z 2	0.33	1.60	0.80	0.99	0.41	0.20	Zr 0.18	

P, S : less than 0.02%, respectively

温 $\sim 700^{\circ}\text{C}$ 間における熱膨張係数の範囲は $13.7\sim 14.4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ であった。

3.2 変態点および変態時の長さ変化

加熱時のオーステナイト化開始温度(以下 A_s と書く)および終了温度(以下 A_f と書く)、加熱時の変態にもとづく収縮量(δ)を求めた。 δ は、それぞれ A_s と A_f における長さの差異を試験片の常温における長さの百分率で表わした。これを Fig. 1 に示す。

Fig. 2 は C 量の効果を示したものである。C が增加することによって、 A_s にはほとんど変化がないが、 A_f は低下し δ は増加する。Fig. 3 は Si 量の効果を示したものである。Si 量が増加することによって A_s 、 A_f の両変態点は上昇し、 δ は減少する。すなわち、耐熱亀裂性とこれらの性質との関係の観点からは、Si は望ましい元素であり、C は好ましくないことになる。以上は互いに相反する効果を示す C と Si について示したものである。

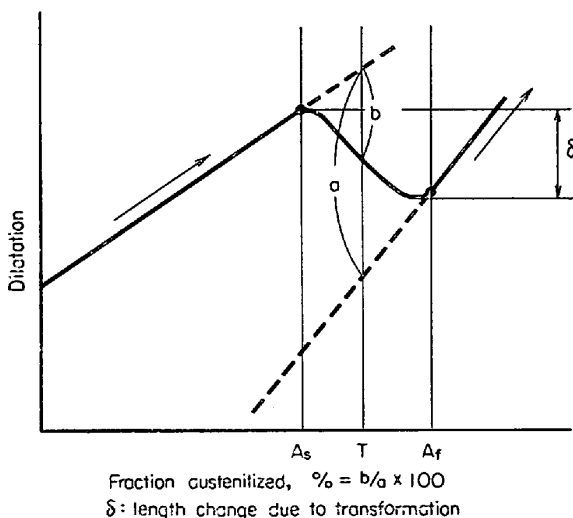


Fig. 1. Method for evaluating the length-change due to transformation and fraction-austenitized.

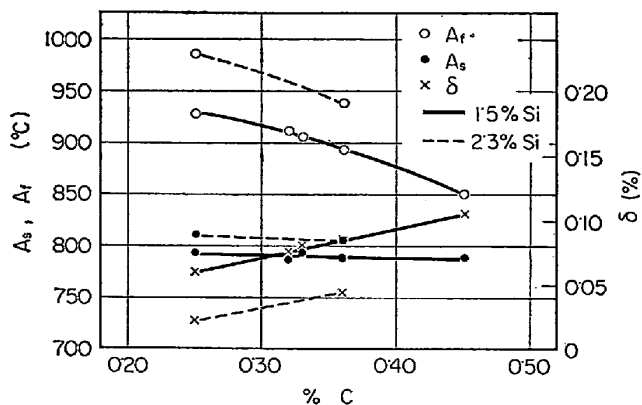


Fig. 2. Effect of per cent C on critical temperatures and length change due to transformation.

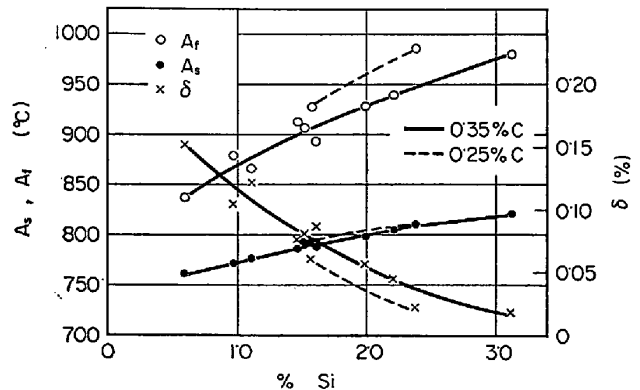


Fig. 3. Effect of per cent Si on critical temperatures and length change due to transformation.

が、C-Si-Mn-Cr-Mo-V 系の 21 鋼について、線型回帰によって次の実験式を得た。

$$A_s(^{\circ}\text{C}) = -32.25 \times (\%C) + 23.32 \times (\%Si) - 17.76 \times (\%Mn) + 17.13 \times (\%Cr) + 4.51 \times (\%Mo) + 15.62 \times (\%V) + 754.8 \dots (1)$$

$$A_f(^{\circ}\text{C}) = -394.75(\%C) + 54.99 \times (\%Si) - 14.40 \times (\%Mn) + 5.77 \times (\%Cr) + 24.49 \times (\%Mo) + 83.37 \times (\%V) + 930.2 \dots (2)$$

$$\delta(\%) = +0.233 \times (\%C) - 0.049 \times (\%Si) + 0.025 \times (\%Mn) + 0.027 \times (\%Cr) - 0.050(\%Mo) - 0.061 \times (\%V) + 0.062 \dots (3)$$

実測値と上式による計算値との比較を Fig. 4, Fig. 5 に示す。実験式による計算値が実測値とよく合致することが示されている。

次に基本成分以外の各添加元素の効果を求めたが、基

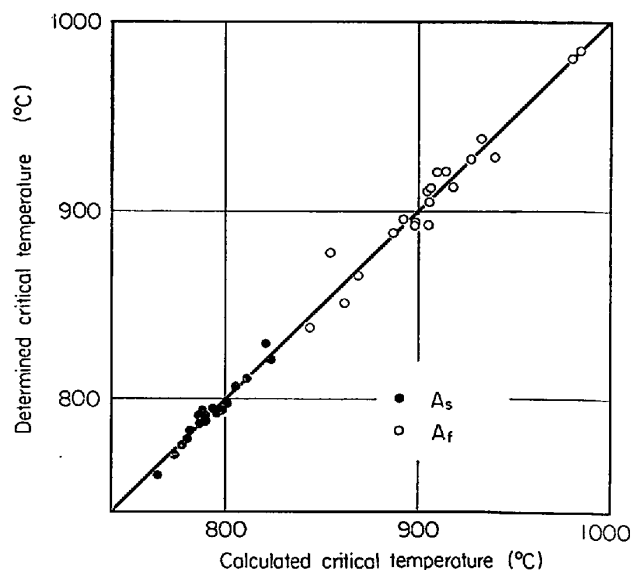


Fig. 4. Calculated and determined critical temperatures.

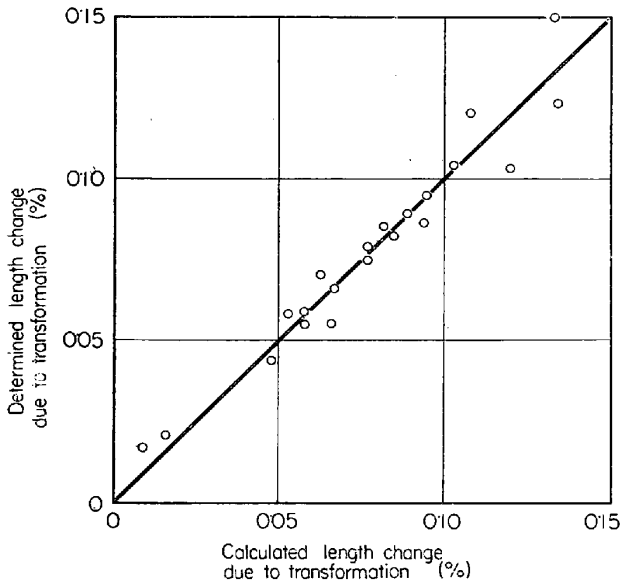


Fig. 5. Calculated and determined length change due to transformation.

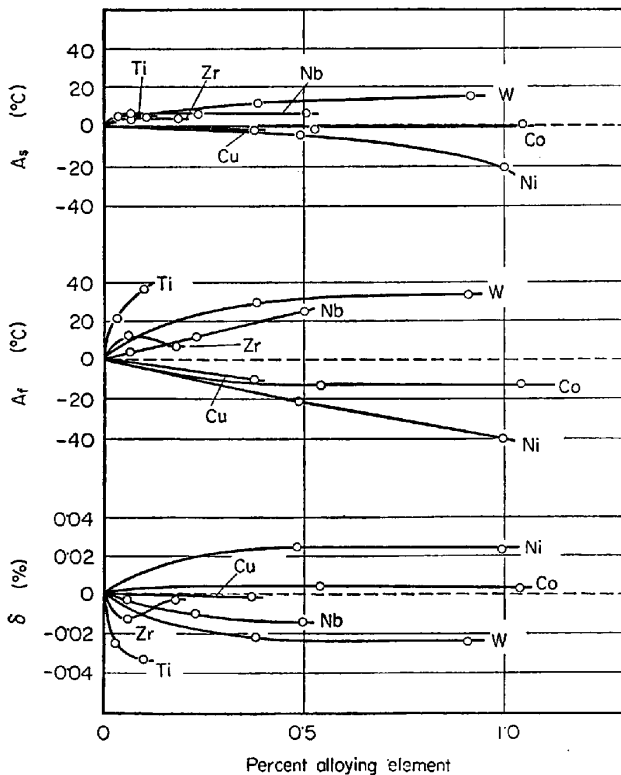


Fig. 6. Effect of alloying element on A_s , A_f and δ .
本成分の個々の溶解における成分変動を上式によつて修正して、各合金元素の単独の効果を求めた。その結果を Fig. 6 に示す。

実験結果について次のようにいうことができる。

i) 一般に合金元素の影響は、 A_s に対するよりも A_f に対して大きい。

ii) A_s , A_f を上昇せしめる上に、Si はきわめて効果が大きく有効な元素である。また V, Mo, Ti, W, Zr, Nb

の効果も比較的大きい。

iii) 変態時の体積変化を減少せしめる上に、Si の効果が大きく、さらに V, Mo, Ti, W, Zr, Nb も有効である。

iv) C は A_s には実質的に変化をおよぼさないが、 A_f の低下および変態時の体積変化増大におよぼす影響はきわめて大きい。

v) Mn, Cr, Ni は変態時の体積変化を増大せしめる。Ni, Mn は A_s , A_f の低下の作用がある。

vi) Co, Cu の A_s , A_f , δ におよぼす影響は比較的小さい。

3.3 焼入れ性

各種供試鋼についてジョミニー端焼入れ試験を行なった* 顕微鏡下においてベイナイトマルテンサイト混合組織中のマルテンサイト量を正確に判別定量することは困難であつた。そこでマルテンサイト量と硬度との関係⁴⁾を用い、99.9~90% および 80% のマルテンサイト量に相当するジョミニー距離（水冷端からの距離）の Si 量による変化を求めた。これを Fig. 7 に示す。いずれの供試鋼についてもマルテンサイト量 50% に相当するジョミニー距離は 60 mm 以上であつた。Fig. 7 右軸には 800~500°C 冷却時間の概略を示したが⁵⁾ Si 0.5~3% にわたつて 99.9~90% マルテンサイトの臨界冷却速度は 4~10°C/sec (上述の 800°C から 500°C までの冷却時間で表わせば 50±20 sec) の範囲内に、また 80% マルテンサイト生成の臨界冷却速度は 2~3°C/sec (800°C から 500°C までの冷却時間で表わせば 100~150 sec) の範囲内にある。Fig. 8 に代表的な供試鋼の CCT 曲線を比較した。Fig. 9 はジョミニー焼入れ性におよぼす C,

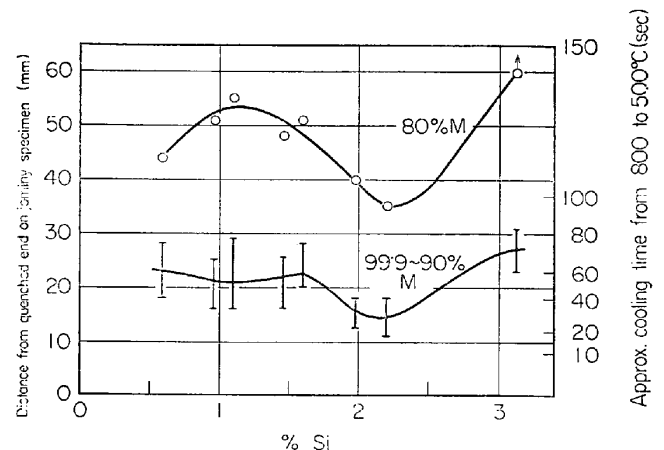


Fig. 7. Effect of Si content on Jominy end-quench hardenability.

* 焼入れ性試験, CCT曲線の測定, 機械的性質測定のための試験片の熱処理におけるオーステナイト化加熱は本報では $A_f + 40^\circ\text{C}$ としている。

Mn, Cr, Mo, V の影響を示したものである。ベースの組成に対する Mn, Cr, Mo の比較的少量の範囲内における相互置換は、その焼入れ性におよぼす効果におい

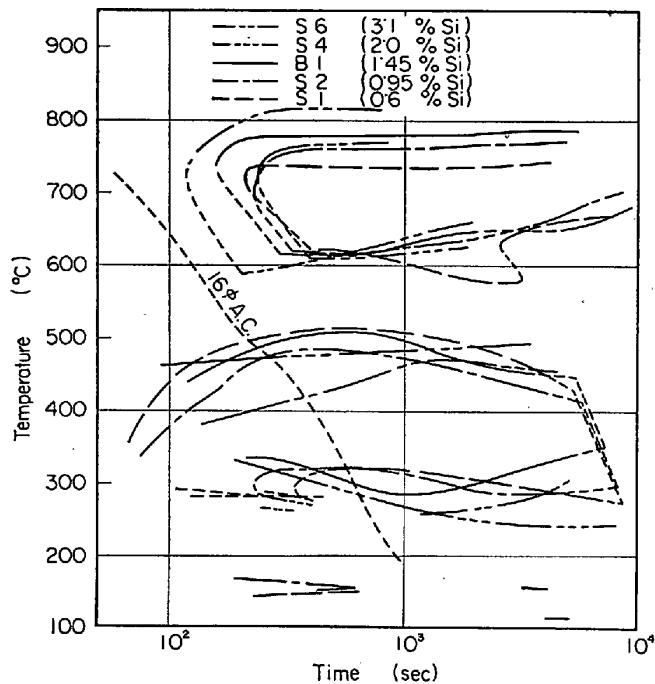


Fig. 8. CCT diagrams for steels with various Si contents.

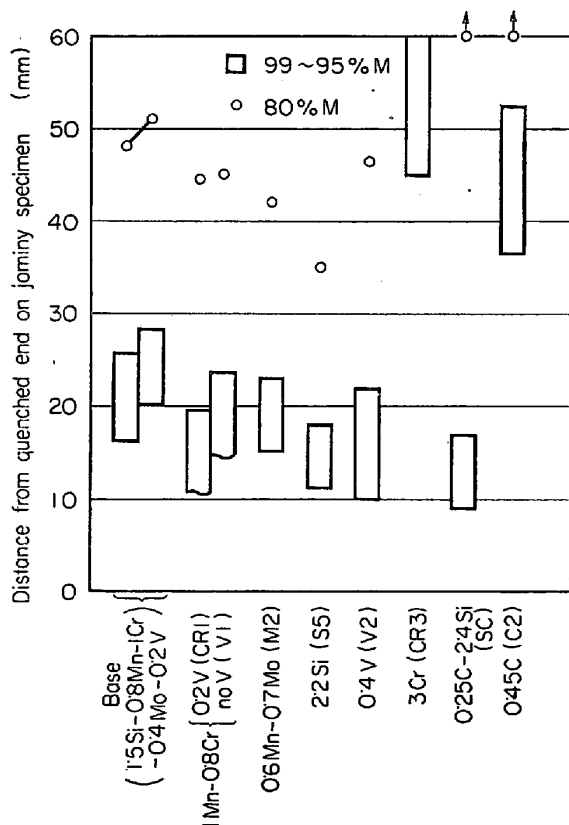


Fig. 9. Jominy-hardenability of various Si-Cr-Mo-V steels.

ては大きな差異がなくこの3元素はほぼ等価とみなしてよいようである。0.4% までのVの添加は焼入れ性に大きな変化を与えない。これは、本実験では特に高いオーステナイト化温度を採用していないことにもよると考えられる。0.35% C から 0.45% C への上昇は焼入れ性を非常に増加せしめる。一方 C 0.35% から 0.25% への低下による焼入れ性の低下は比較的少ないことを示している。Cr を 3% に上昇せしめた場合には焼入れ性の増大は大きい。

次に Ni, Cu, Co, Ti, Nb, W, Zr の影響を Fig. 10 に示した。まず Ni, Cu, Co の3者についてのべれば、Ni は焼入れ性を若干増加せしめるが、Cu はほとんど影響なく、Co は焼入れ性を低下せしめる。一方、Ti, Nb らの炭化物形成元素はいずれも焼入れ性を低下せしめる。これらの元素は炭化物を形成しやすく、この炭化物は $A_f + 40^\circ\text{C}$ 程度のオーステナイト化温度では未固溶にとどまり、オーステナイト地中のC濃度を減少せしめるゆえであろう。

3.4 常温機械的性質

各種熱処理後の機械的性質におよぼす各成分の影響を明らかにするため、引張り試験および衝撃試験を行なった。すなわち、引張り試験については径 16 mm の丸棒、衝撃試験については 15 mm 角の材料を素材とし、これにそれぞれ油焼入れおよび空冷の2通りの組織を与えた後、さらにそれぞれ 200~750°C の各温度で 1hr の焼きもどしを加えた。この場合に油焼入れによつて得られるのはマルテンサイト組織である。一方、空冷の場合はそ

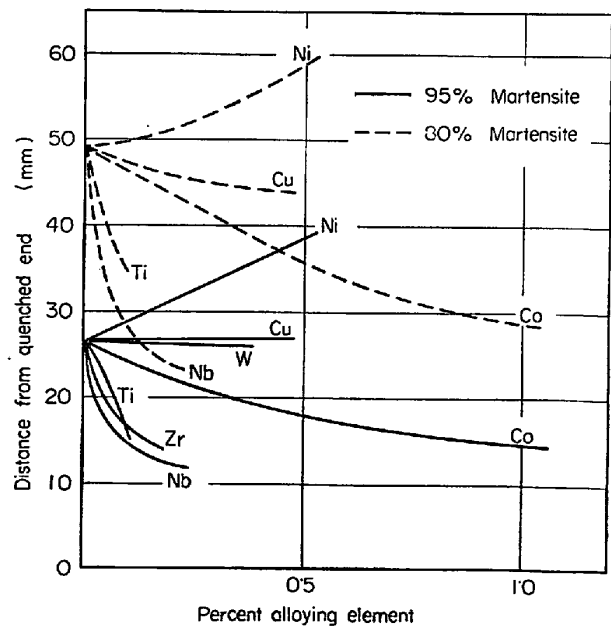


Fig. 10. Effect of alloying element on Jominy hardenability of Si-Cr-Mo-V steel.

の冷却曲線を先の Fig. 8 に示したが、これは径 170~200 mm 程度のを油焼入れした場合の表面部の冷却速度にほぼ等しい⁵⁾。この場合の顕微鏡組織はいずれの供試鋼についてもベイナイト+マルテンサイト混合組織であつた。引張り試験片は平行部径 8.5 mm, ゲージ長さ 50 mm, また衝撃試験片は JIS 3 号試験片である。

3.4.1 油冷材の機械的性質

油焼入れ材の機械的性質について主合金元素の影響を

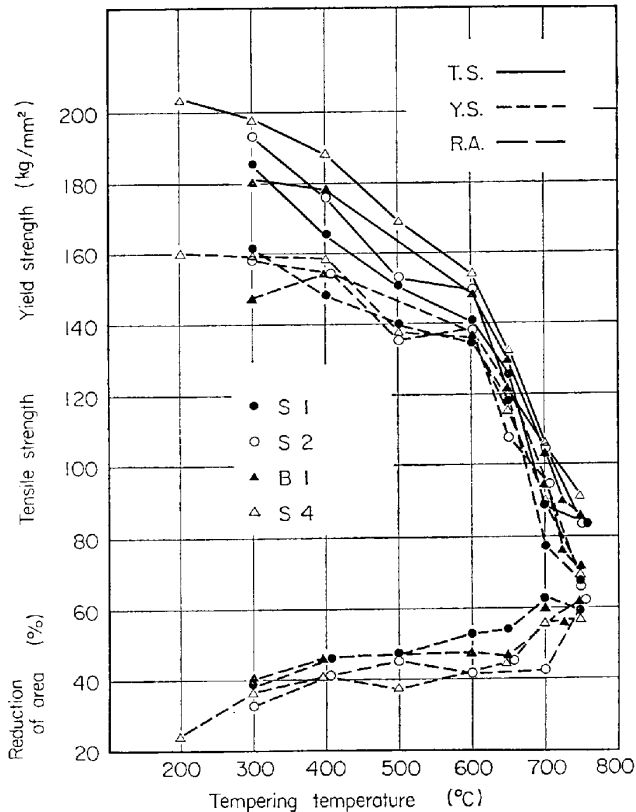


Fig. 11. Effect of Si on tensile properties. (16 mm ϕ , oil quenched)

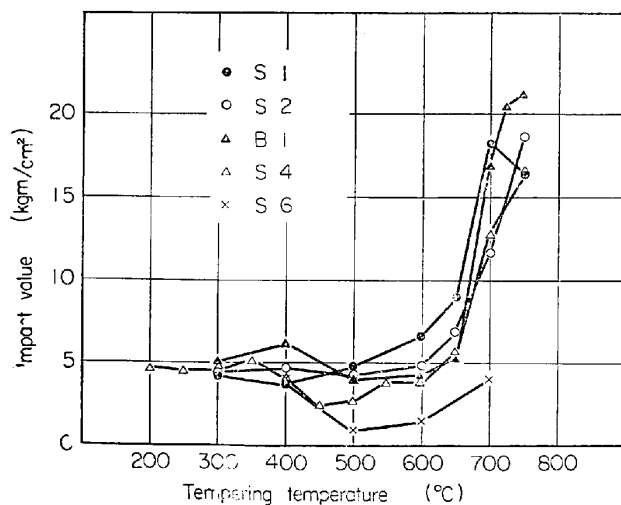


Fig. 12. Effect of Si on Impact properties. (15 mm ϕ , oil quenched)

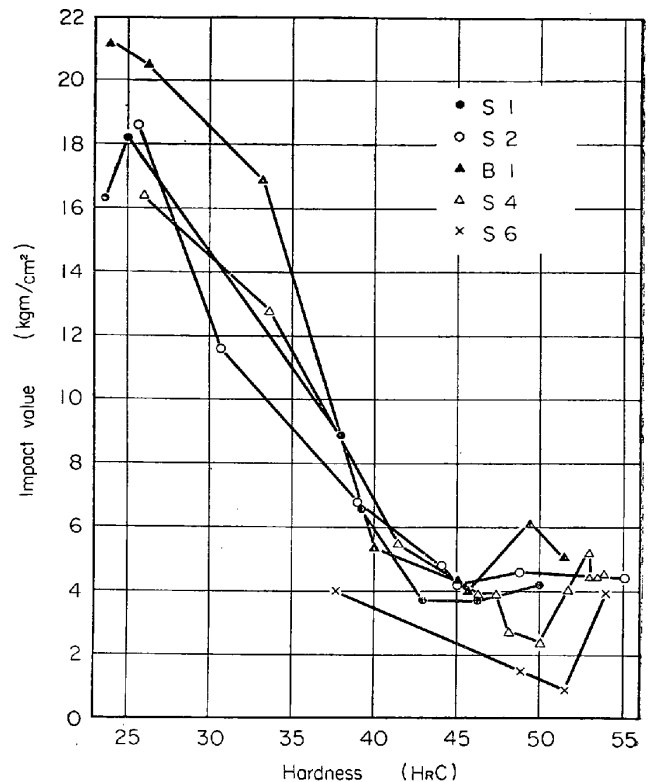


Fig. 13. Effect of Si on impact value vs. hardness relation. (15 mm ϕ , oil quenched)

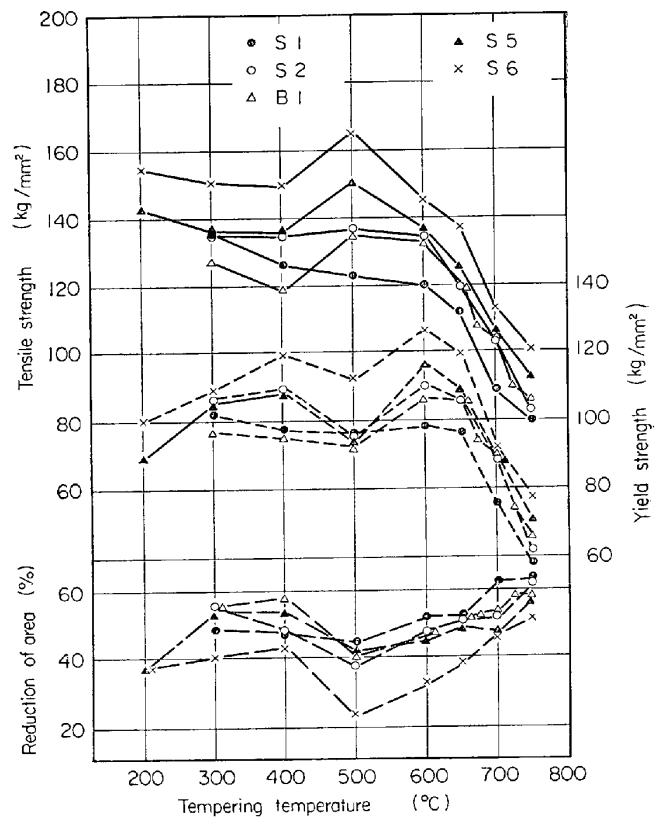


Fig. 14. Effect of Si on tensile properties. (16 mm ϕ , air cooled)

調べたが、その影響は小さかった。したがって他の合金元素とは異なる効果を示す Si についてのみ以下にのべる。引張り性質におよぼす焼もどし温度の影響を Si の異なる数種の供試鋼について Fig. 11 に示す。引張り強さ、耐力をみると、1.5% 以上の Si 含量において、600°C までの焼もどし温度における軟化抵抗の若干の増加が認められる。C% の高い S 2 の絞りは他の鋼に比して同一引張り強さで比較すると若干低い傾向がある。Fig. 12 は衝撃値の焼もどし温度による変化を示したものである。ある焼もどし温度範囲で衝撃値が変化しないかまたは若干低下することがみとめられる。これは 1.5% 以上の Si 含量のものにおいて顕著となる。これは焼もどしの第 3 段階にもとづく脆性であろう。Fig. 13 は衝撃値を硬度に対してプロットしたものである。RC 硬度 40 以下において供試鋼間において、わずかに相異なる C% の悪影響がみとめられるものの、2% までの Si 量の増加による悪影響はほとんど認められない。しかし、Si 含量が 3% になると、衝撃値によりやうく悪影響をおよぼすようである。

3.4.2 空冷材の機械的性質

Fig. 14 は Si 量の異なる供試鋼について焼ならしによつて得られた主としてベイナイトからなる組織の 200~750°C における焼もどしに際しての引張り性質の焼もどし温度による変化を示したものである。引張り強さにおいて Si 1.5% 以上における軟化抵抗の増大がみられ、また焼もどし温度 500°C において 2 次硬化（引張り強さの上昇）が観察される。絞りは 2 次硬化の焼もどし温度 500°C に対応して、低下を示す。耐力は焼もどしによつて上昇し、600°C における焼もどしによつてピーク値を示す傾向があるが、焼もどし温度 500°C で一次低下する現象がみとめられる。このように空冷材の焼もどしによる引張り性質の変化のもようはかなり複雑である。しかしこれらの特徴は主成分の変化、あるいは他の元素の添加によつてもその程度が異なるのみで、本試験材のベイナイト組織の特性と考えられる。

Fig. 15 は種々の Si 量の鋼について衝撃値の焼もどし温度による変化を示したものである。ある焼もどし温度範囲において衝撃値が低値を示す傾向がめだつ。すなわち 500~600°C の焼もどしにおいて最低値を示すが、この傾向は Si 1.5% 以上において著しい。衝撃値と硬度の関係をプロットすると、上述の衝撃値と焼もどし温度の関係のゆえに、谷底型をなし Si% が高くなるほど低衝撃値、高硬度側へ移動する傾向がある。Fig. 16 は数種の硬度レベルにおいて、衝撃値におよぼす Si 量の影響を示したものであり、Rc 35 以下においては、Si 量

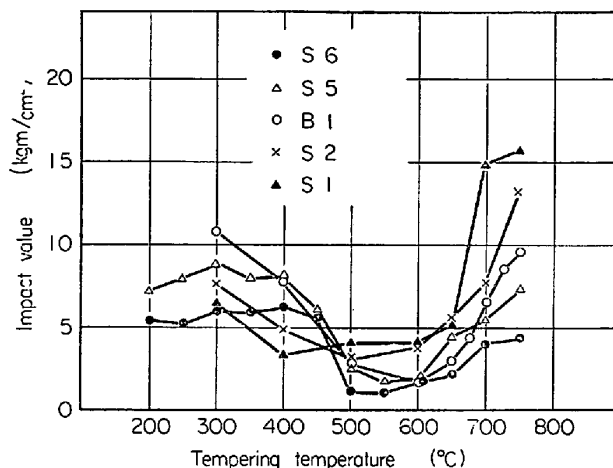


Fig. 15. Effect of Si on impact properties. (16 mm ϕ , air cooled)

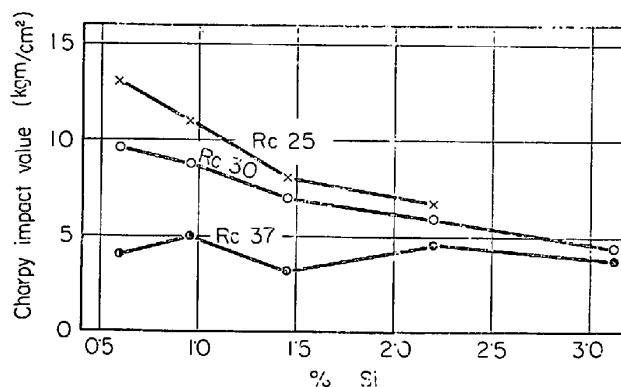


Fig. 16. Effect of Si on charpy impact values at several hardness levels. (Air cooled structures)

が増加するほど衝撃値は低下している。また、低硬度レベルにおけるほうがこの低下が大きい。このように、油冷材の場合に比して空冷材の場合には、焼もどし温度による機械的性質の変化も特異であり、Si 含量の影響も大きいことがみとめられる。なお、2 種類の熱処理組織を等しい硬度において比較するとき、Rc37 程度以下では、油冷材のほうが衝撃値においてまさっている。これに対して、耐力、絞りにおける差異はごくわずかである。

引張り性質におよぼす C, Si 以外の主合金元素の影響は V の増加により降伏比が増す以外に大きな変化は認められない。Fig. 17 は衝撃値と硬度の関係を示したものである。焼もどしマルテンサイトの場合 (Fig. 13) と比較すると、低温焼もどしの場合を除いては、焼もどしマルテンサイトの場合より劣る。その差異は一般に焼入れ性の劣るものほど大きい傾向がある。したがって両者の衝撃値の差異は主としてベイナイト量の多少と関係がある。すなわち合金元素の影響は主として焼入れ性を通じて表われているものと考えられる。

衝撃値にもっとも大きな影響をおよぼすと考えられる C の異なる供試材について衝撃値と硬度の関係を Fig. 18 に示す。空冷材において同一強度レベルで比較するとき、0.45% C が最もすぐれており、0.35% C と 0.25% C との間には差異は認められない。しかし油冷材について

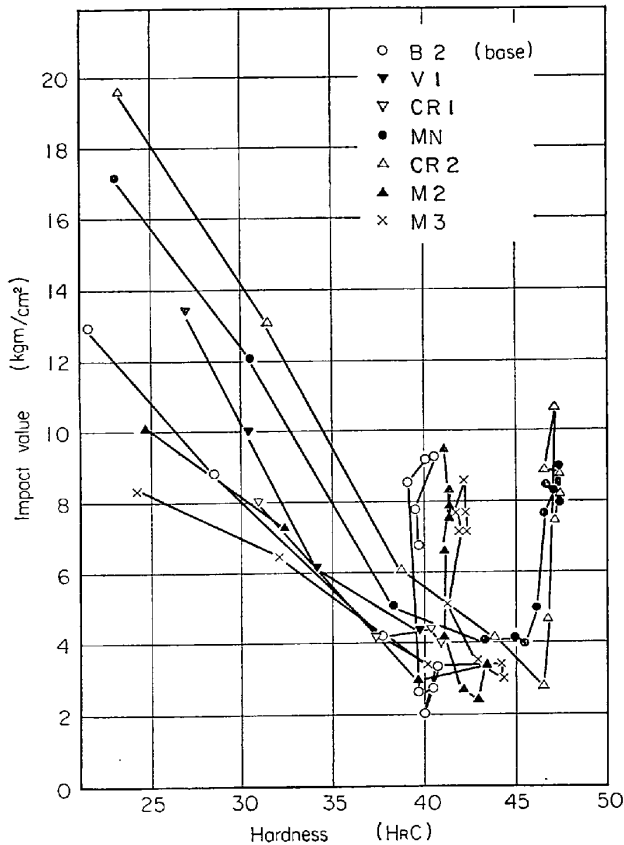


Fig. 17. Impact value vs. hardness relation for normalized and tempered condition. (15 mm ϕ)

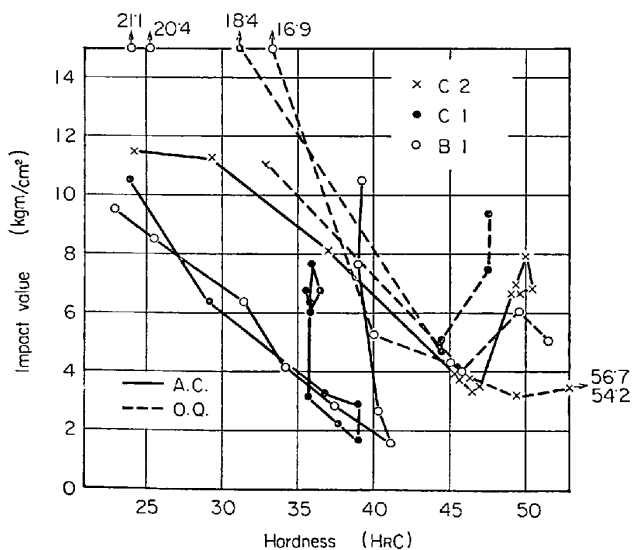


Fig. 18. Effect of C on impact value vs. hardness relation. (16 mm ϕ)

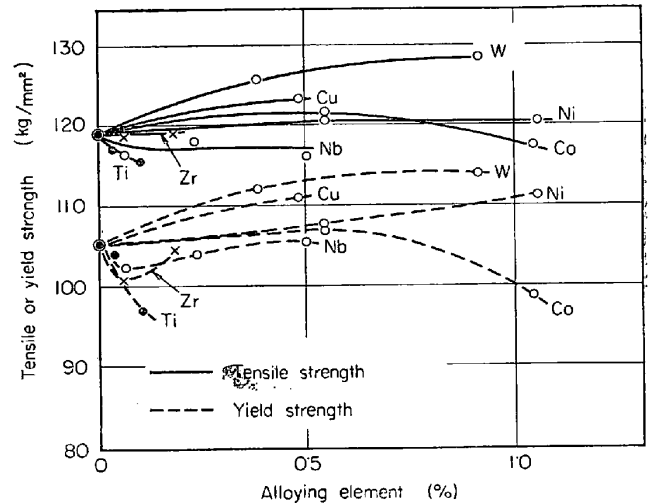


Fig. 19. Variations of tensile and yield strength of normalized and tempered-at-650°C structures with the alloy content.

は、同硬度レベルで比較するとき Rc 40 以下では C の低いほうが衝撃値が高い。

Ni, Cu, Co, Ti, Nb, W, Zr を添加した場合についても機械的性質の焼もどしによる変化は本質的には変わらない。Fig. 19 は、焼ならし後、650°C 焼もどしの場合について、引張り強さおよび耐力の合金元素量による変化を示したものである。まず、引張り強さについては W, Cu によつて上昇し、Ti, Nb の添加によつて低下する。Co は 0.5% 程度では変化がないが、1% では低下する。Ti の添加によつて耐力は低下する。Zr, Nb は 0.05% 程度までは低下するが、それ以上ではかえつて若干上昇に転ずる。その結果、かなり多量に添加した場合に、基本組成と同程度になる。一方、降伏比における差異は比較的小さい。たとえば、引張り強さ 115 kg/mm² において、耐力はほぼ幅 5 kg/mm² 以内に入り、合金元素の影響は少ない (降伏比: 0.86~0.91)。Fig. 20 は引張り強さ 115 kg/mm² のレベルにおける絞り値におよぼす合金元素の影響を示したものである。Ni の添加は絞りを改善する。Fig. 21 は衝撃値を硬度に対してプロットしたものである。

硬度レベル Rc 30 および 35 におけるシャルピー衝撃値におよぼす合金元素の影響を Fig. 22 に示した。図に示されるように、Cu, Ni の添加は衝撃値を上昇せしめる。少量の Ti, Zr もまた衝撃値を増加せしめる効果がある。これらの元素の有益な効果は、絞りにおける場合と同様である。Co, W, Nb については著しい効果がない。

3.4.3 常温機械的性質についての考察

空冷材の常温機械的性質の供試鋼間における差異の原

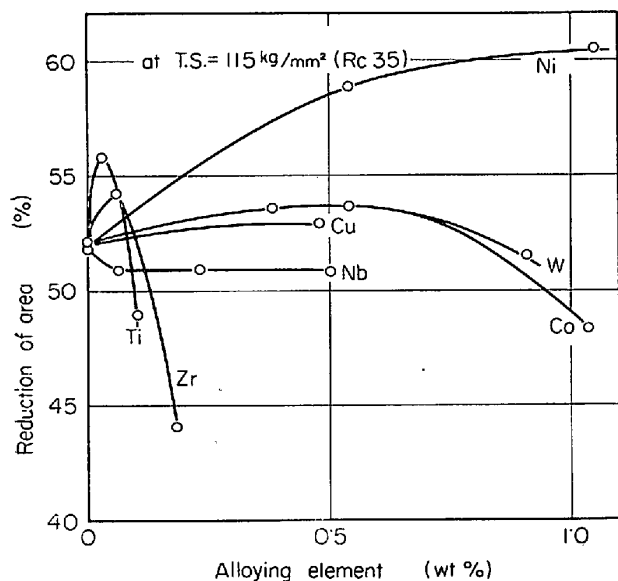


Fig. 20. Effect of alloying element on the reduction of area at tensile strength 115 kg/mm².

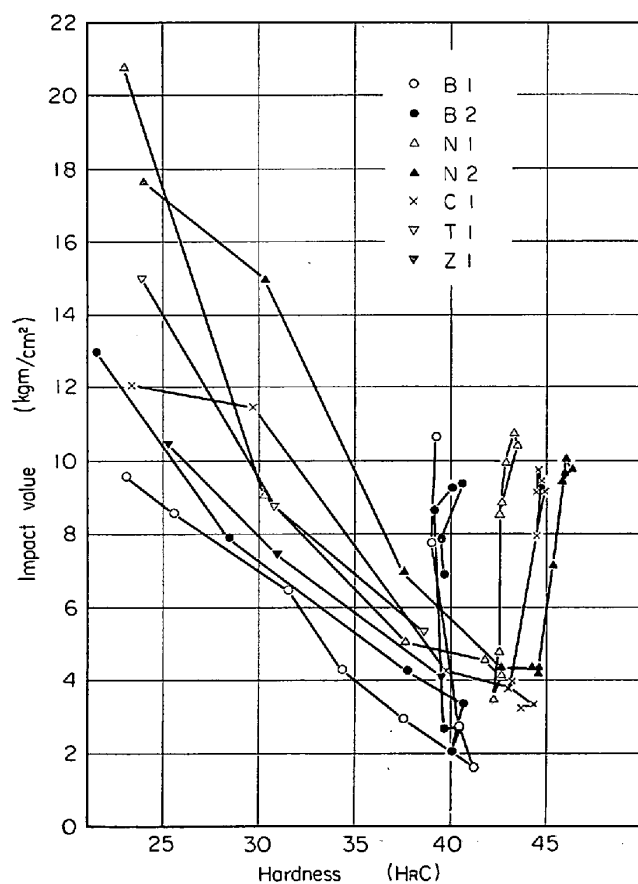


Fig. 21. Impact value as a function of hardness for normalized and tempered structures.

因について若干の検討を加えるため、機械的性質測定の際、熱処理素材の空冷時冷却速度にほぼ等しい冷却速度で冷却し、熱膨張測定によって変態点を測定した。また、常温まで冷却後の試験片については顕微鏡組織を観察した。

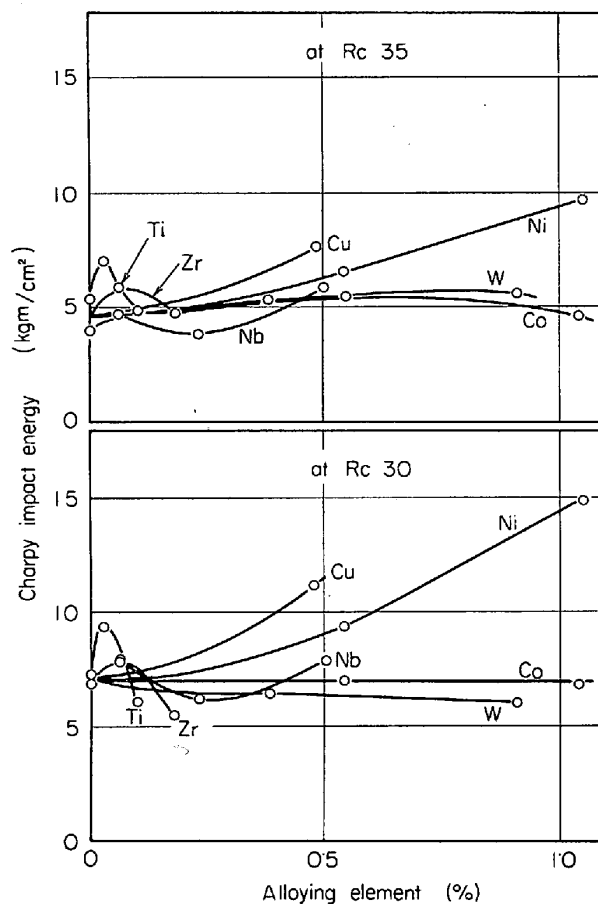


Fig. 22. Effect of alloying element on Charpy impact value.

結果を Table 2 に総括する。上記冷却速度における生成ベイナイト量の⁶⁾、組織の細かさ、ベイナイト量の 1/2 の変態に対応する変態温度などとともに、代表的な機械的性質を列記した。Table 2 によれば、添加合金元素によって、ベイナイト量、変態温度、粒度において差異が認められる。そのほかに炭化物形成元素の添加においては、オーステナイト化加熱温度における未溶解残存炭化物などの影響があると考えられるが、機械的性質の良否に変態温度の高低が非常に大きく影響していることがわかる。すなわち、ベイナイト変態温度が低いほど機械的性質において良好な傾向が認められる。添加合金元素が機械的性質におよぼす効果はベイナイトの生成量および生成温度への影響を通じることによって最も大きい効果を有するものと考えられる。

3.5 高温機械的性質

代表的な供試鋼および熱処理組織について高温の引張り、シャルピー衝撃および硬度試験を行なった。高温引張り試験片の寸法は、平行部径 8.5 mm、長さ 50 mm、ゲージ長さ 30 mm である。高温硬度の測定には日本光学製高温硬度計（荷重 300 g）を用いた。

Table 2. Natures and mechanical properties of bainitic structures.

Mark	Alloy	Cooling time between 800 and 500°C (sec)	Amount of bainite transformation (%)	Temperature of 50% transformation in the bainite range (°C)	Mechanical properties (N & T)		
					Impact value at Rc 30	Yield ratio at T.S. 115 kg/mm ²	Reduction of area at T.S. 115 kg/mm ²
B 1	Base	192	80 (C)	441	6.9	0.88	52
N 2	1.0 Ni	177	76 (M)	394	15.0	0.91	60
Co 2	1.0 Co	205	80* (M)	472	6.9	0.87	48
Cu 1	0.5 Cu	182	80 (M)	416	11.2	0.88	53
W 2	0.9 W	189	84 (C)	429	6.1	0.85	52
T 2	0.1 Ti	176	73* (F)	425	6.0	0.86	49
Z 2	0.19 Zr	162	85 (C)	385	5.5	0.87	44
Nb 3	0.5 Nb	197	81 (F)	442	7.9	0.90	51

* Transformation in pearlite range preceded before bainite.

(F) fine
(M) medium
(C) coarse

} grain size being expressed approximately.

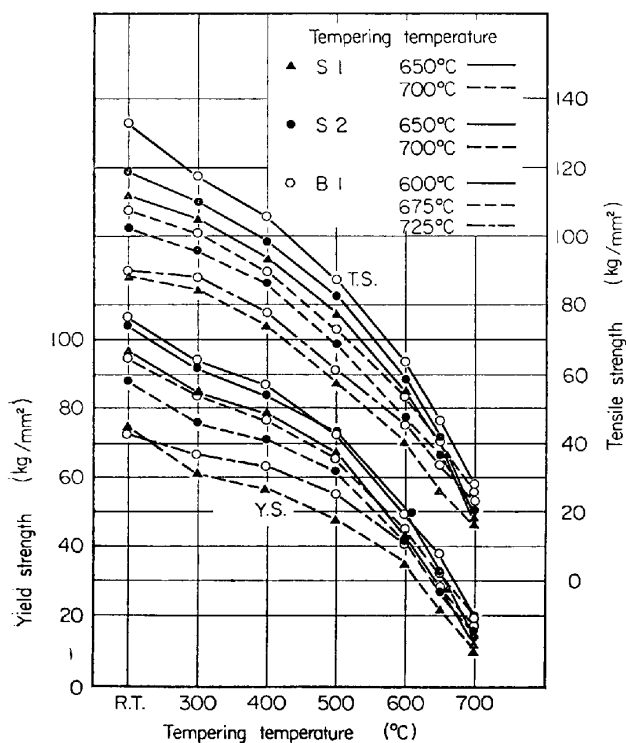


Fig. 23. Effect of Si on elevated temperature tensile properties (1).

3.5.1 高温引張性質

Si 量の異なる供試鋼について試験した結果、引張り強さ、耐力は試験温度 500°C までは、試験温度の上昇に伴って、化学成分、熱処理に関係なく、同一傾向で低下してゆくが、600°C になると Si の高いものほど試験

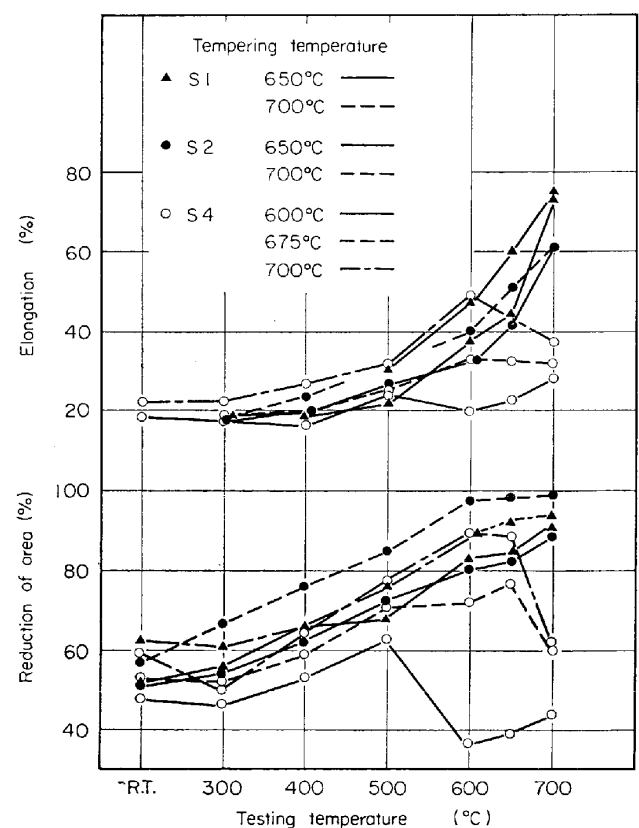


Fig. 24. Effect of Si on elevated temperature properties (2).

温度の上昇に伴う引張り強さ、耐力の低下の程度が減じ 650°C ではこの傾向はさらに著しくなる。さらに試験温度 700°C になると、常温における引張り強さ、耐力の

順位に関係なく、Si 量が増すほど引張り強さ、耐力は高くなっている。一方、伸び絞りは引張り強さ、耐力の変化と対応して試験温度 500°C までは Si の影響はみとめられないが、600°C 以上になると、Si 量が増すほど伸びが低くなる。一例として Fig. 23, 24 は供試鋼 S1, S2, , B1 の空冷材の高温引張り性質を示したものである。また Fig. 25 は供試鋼 B1 について種々の熱処理組織の高温引張り試験結果を示したものである。油冷材に比して空冷材のほうが、500°C 以上における高温強度の低下が少ない。したがって試験温度 650°C 以上においては、後者のほうが高強度を示している。一方、伸び、絞りは逆に油冷材のほうが大となっている。

3.5.2 高温衝撃性質

基本成分において、Si 添加や、熱処理組織の影響は特に認められない。

3.5.3 高温硬度

Fig. 26 は代表的な供試鋼について基本成分の影響を調べるために、空冷材を 700 あるいは 750°C で焼もどした後、室温~900°C において高温硬度（日本光学製高温硬度計、測定荷重 300 g）を測定した結果である。V Mo の高い場合には高温硬度の低下が比較的少ない。また Cr が 3% になると高温硬度低下が若干少なくなる。他の元素についてはその影響はほとんど認められない。

3.6 耐熱亀裂性

著者らはまた供試鋼の耐熱亀裂性について検討を加えている。その詳細は別途報告の予定⁷⁾であるが、ここで結果の一部についてふれておく。

まず熱疲労試験結果について述べる。試験装置については別途報告のとおり⁷⁾であるが、中空丸棒状の試験片を固定し、これに直接通電による加熱、中空内部のガス冷却による熱サイクルをくりかえし与えて熱疲労による破壊までのくりかえし熱サイクル数を測定する方式である。結果の 1 例を Table 3 に示す。比較のために、この種の低合金系鍛造用型鋼として従来もつともよく用いられている JIS-SKT4 を用いた。Table 3 に示すように、本報に述べた新しく開発された諸鋼の熱疲労寿命は SKT4 にくらべて格段にすぐれている。

また一方、別の形式の試験法として試験片表面にガスバーナーによる加熱、水冷をくりかえし加え、試験片表面の亀裂発生状況を観察する方式を用いて試験を行なった。試験片の加熱温度は表面直下に取り付けた熱電対によつて測定、調整した。750~20°C の熱サイクルにおける表面亀裂発生状況を供試鋼 B1 と SKT-4 について対比して Photo. 1 に示す。他の代表的供試鋼についても全く同様の傾向を示しており、Si-Cr-Mo-V系鋼は耐

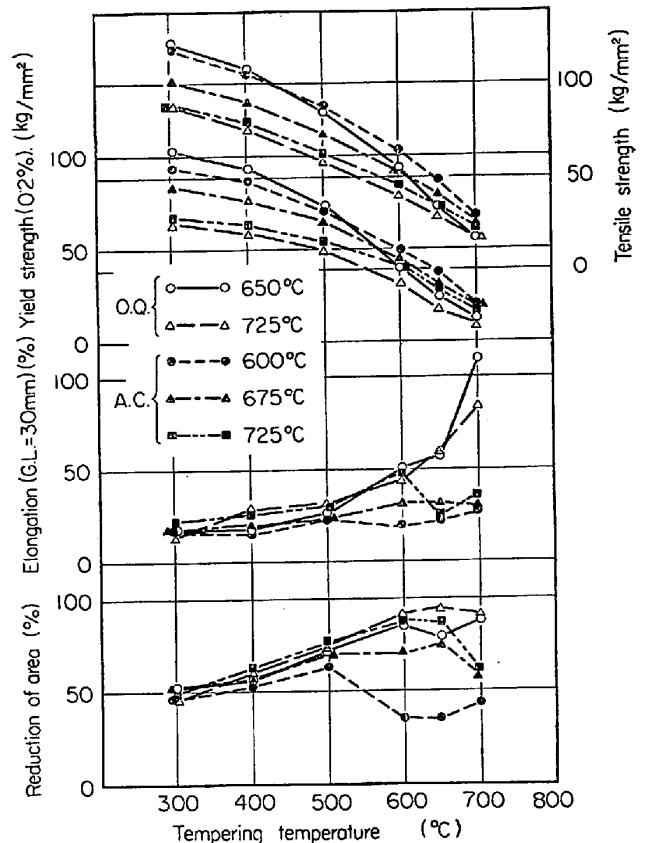


Fig. 25. Effect of heat-treatment on elevated temperature tensile properties. (steel B1)

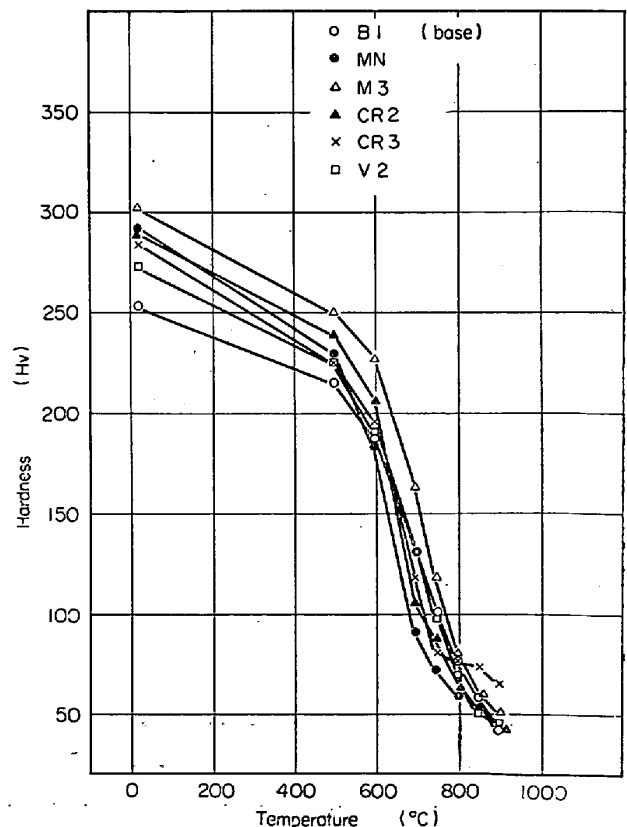
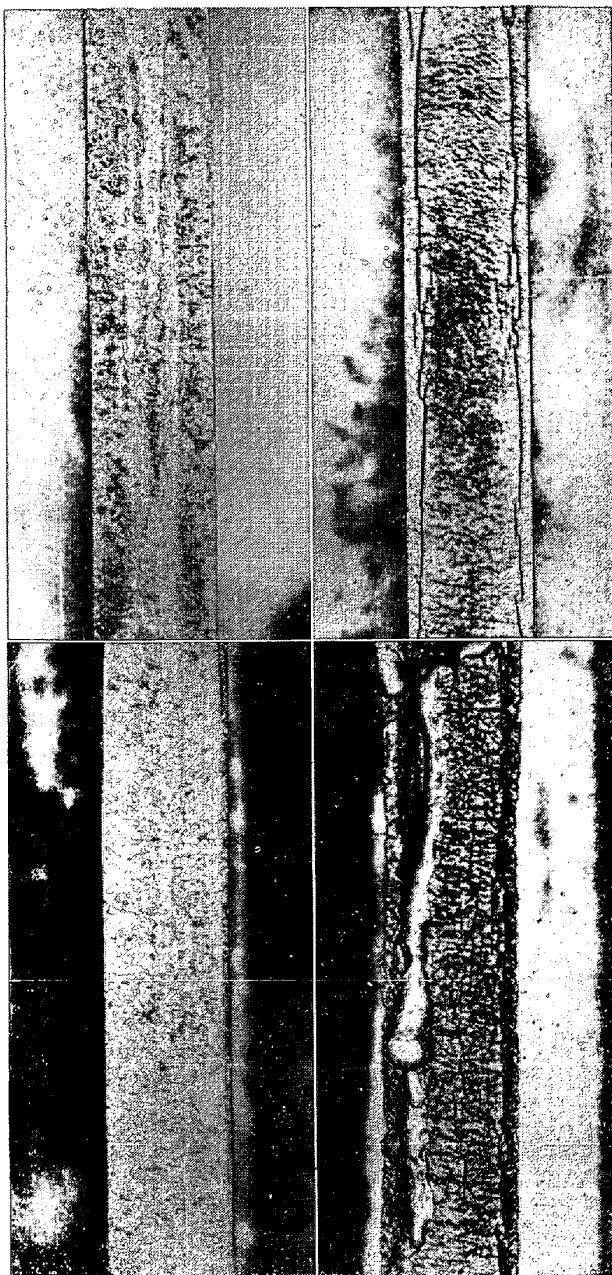


Fig. 26. Elevated temperature hardness.

Table 3. Results of thermal fatigue tests. thermal cycle : 750~100°C

Steel	Alloy system	Heat-treatment	Stress range kg/mm ²	Cycles to failure	Remark
B 1	base (1.5Si-Cr-Mo-V)	{O.Q. + 700°C, T A.C. + 700°C, T	43.1~43.2 42.7~51.0	1555~1854 948~1277	Steels in present investigation
S 4	2.0Si-Cr-Mo-V	O.Q. + 720°C, T	36.2~46.5	1866~3068	
MN	1.2Mn-Si-Cr-Mo-V	O.Q. + 720°C, T	37.8~44.8	1265~2151	
CR 2	Si-1.6Cr-Mo-V	O.Q. + 700°C, T	43.3~44.1	1985~2240	
M 3	Si-Cr-0.85Mo-V	O.Q. + 720°C, T	41.5~47.7	1807~2635	
S C	0.25C-2.3Si-Cr-Mo-V	O.Q. + 720°C, T	43.2~47.1	1527~2940	
N 2	Si-Cr-Mo-V+1Ni	O.Q. + 700°C, T	41.3~47.9	959~2200	
SKT-4*	Ni-Cr-Mo-V	A.C. + 690°C, T	38	339	Conventional steel

* C 0.55, Si 0.29, Mn 0.62, Ni 1.41, Cr 0.85, Mo 0.28, V 0.15



Heat cycle : 750~20°C, Upper row : after 30 cycles
Lower row : after 100 cycles
Photo. 1. Results of heat-cracking test.

熱亀裂性においてすぐれていることがわかる。

4. 結 言

以上の実験結果にもとづく主要な結論は次のとおりである。

(1) 加熱時の変態点 (A_s , A_f) を上昇せしめ、かつ変態時の体積変化 (δ) を減少せしめる上に、Si はきわめて効果が大きく、有効な元素である。また、V, Ti, W, Zr, Nb の効果も比較的大きい。変態時の体積変化の減少には上記のほかにも Mo が有効である。

(2) A_f を低下せしめ、 δ を増大させる元素は C, Mn, Ni である。

(3) 変態点および変態にもとづく長さ変化におよぼす主合金元素 (C, Si, Mn, Cr, Mo, V) の影響を比較的広い化学成分の範囲にわたって総合的に表示しうる実験式を求めた。

(4) 線膨張係数におよぼす合金元素の影響は小さい。

(5) 油冷材焼もどし (マルテンサイト組織) の常温機械的性質におよぼす合金元素の影響は、Si, W による焼もどし軟化抵抗の増大、衝撃値におよぼす C の悪影響などを除くとほとんど認められない。

(6) 焼ならし材 (マルテンサイト+ベイナイトの焼もどし組織) の常温機械的性質におよぼす合金元素の影響は、引張り性質についてはあまり顕著でない。しかし衝撃性質については主として各元素の焼入れ性、ベイナイト生成温度、炭化物形成傾向の差異を通じて、その差異があらわれる。また Si の影響としてある焼もどし温度範囲で衝撃値が低下し、Si 量の増加により衝撃値の低下が認められる。

(7) 高温機械的性質には Si 以外の影響はほとんど無視しうる。試験温度 600°C 以上では本鋼種は、空冷材のほうが油冷材よりも高温引張り強さ、耐力は高いが、

一方、伸び、絞りはい。Siの増加により空冷材の高温引張り強さ、耐力は増加し、伸び、絞りは低下する。

(8) 熱疲労寿命および熱亀裂発生を従来の鍛造用型鋼の代表と考えられる SKT4 と比較すると本報の Si-Cr-Mo-V 系鋼が格段にすぐれていることが判明した。

さて、以上の報告した Si-Cr-Mo-V 鋼およびこの系統の鋼の通性は次のとおりである。

変態点が高い。

変態時の体積変化が少ない。

焼もどし軟化抵抗が大きい。

高温における耐力、引張り強さが大きい。

延性、靱性が比較的良好である。

耐熱亀裂性においてすぐれている。

よつて以上の諸特性を巧みに利用し、個々の使用目的に応じて要求される性質に適合するように、1.5%Si-1%Cr-0.4%Mo-0.2%V の基本成分を修正して使用すればよいと考える。

本報の熱疲労試験および耐熱亀裂性試験については、

それぞれ、住友金属工業株式会社中央技術研究所主任研究員西岡邦夫博士および同鈴木和郎博士のご協力を得たことを記し厚く御礼申し上げる。またこの一連のSi-Cr-Mo-V 系熱間加工用工具鋼に関する研究の発表を許可された同社常務取締役中央技術研究所長住友元夫博士に深く感謝申し上げます。

文 献

- 1) 邦武, 加藤, 長谷川: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 310~312
- 2) 邦武, 加藤: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1532~1533
- 3) 邦武, 加藤: 鉄と鋼, 50 (1964) 4, p. 666~668
- 4) Metals Handbook, vol. 1 (1961) Amer. Soc. Metals (原データは J. M. HODGE, M. A. OREHOSKI: Trans. AIME, 167 (1946) 627 による)
- 5) Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Max-Planck-Institut für Eisenforschung: 1954/56/58
- 6) 邦武: 鉄と鋼, 49 (1963) 1, p. 37~46
- 7) 加藤ほか: 未発表
- 8) 加藤, 駒田, 邦武, 西岡: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 312~314

18-8Ti 鋼のクリープおよびクリープ破断特性におよぼす 初期析出状態の影響*

行 俊 照 夫**

Effect of the Initial Precipitate States on the Creep and Creep Rupture Characteristics of 18-8 Ti Stainless Steel

Teruo YUKITOSHI

Synopsis:

The initial precipitate states in 18-8 Ti stainless steel with variable precipitate amount and shapes are made by heat treatment and their effects on the creep and creep rupture characteristics are mainly investigated. Hardness at room temperature and short time tensile test at high temperature are examined for comparison with creep strength. The microstructures from extracted replica and thin foil are observed by electron microscopy.

The creep characteristics are good represented for soluble Ti content (or soluble C content) and it is suggested that mutual action between soluble Ti and C is fairly great for creep strength. Moreover, the creep characteristics are strongly influenced by the initial precipitate states and this is discussed from the view points of mutual action between precipitates and dislocation. The needle type precipitate, which is assumed to be Cr_3C_2 , is found to have the relation with the great decrease of creep strength and its mechanism is discussed. It is observed that the effect of the initial precipitate states on the hardness and short time tensile properties are very little.

(Received 9 Jan. 1968)

* 昭和43年1月9日受付 (依頼論文)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所