

耐衝撃工具鋼の研究 (I)

(Si の影響について)

(昭和 29 年 4 月本会講演大会にて発表)

山中直道*・日下邦男

EFFECT OF SILICON ON THE PROPERTIES OF
SHOCK-RESISTING TOOL STEEL*Naomichi Yamanaka, and Kunio Kusaka*

Synopsis:

To investigate the influence of silicon on the properties of shock-resisting steel containing 0.5% carbon, 1.5% chromium, 2.2% tungsten and 0.2% vanadium, the authors measured the critical point, the Jominy hardenability, the as-quenched and the as-tempered hardness, the length-change during tempering, the specific gravity, and the mechanical properties.

The results obtained are as follows:

- (1) Critical point is raised with the silicon content, and a full hardness 57 to 61 Rockwell C is obtained by oil-quenching from 900~960°C.
- (2) Hardenability is increased by addition of the silicon up to 0.78%, then decreased with more silicon addition. Steels containing 0.4% molybdenum possess higher hardenability.
- (3) The rate of softening with tempering temperature decreases in the steels between 200 and 350°C, and the magnitude of this decreases in softening rate is related to the silicon contents of the steels. In fact, the rate of softening becomes nil at about 300°C in the steels which contain 1% or more silicon.
- (4) The quantity of the retained austenite measured by saturation permeameter increases slightly with the silicon content and quenching temperature. And the transformation of the retained austenite is retarded as the silicon content increases.
- (5) From the results of dilatometer test, it was found that the temperature at which the third stage contraction can be detected is raised with the silicon content, and the temperature range over which the contraction occurred is greater in lower silicon steel.
- (6) The specific gravity of the 1% or more silicon steel does not decrease appreciably with 1-hour tempers at increasing tempering temperatures between 200 and 350°C.
- (7) Yield strength measured by tensile test and bend test is increased with the silicon, up to 0.8% and then slightly decreased with more silicon content. Hot hardness and tensile strength at 400°C increase with the silicon content.

I. 緒 言

ベンチ、ニューマティック工具、シャリング等繰返衝撃の加わる方面に使用する工具は耐磨耗性を有すると共に靱くて衝撃に耐えることを必要とする。諸外国では耐衝撃工具として Si を含む工具鋼が使われることが多いが^{1)~3)}、吾国では余り文献が見当たらないので、吾々

は耐衝撃工具鋼に及ぼす Si の影響を調べるために C 0.5%, Cr 1.5%, W 2.2%, V 0.2% 及び Mo を含むものに Si を種々添加してその影響をみた。供試材は第 1 表に示す如き成分のもので 35K.V.A. 高周波誘導炉で 7kg 鋼塊を熔製し、これを 16φ に圧延して使用した。

* 特殊製鋼 K.K. 研究所

第1表 供試材化學成分

熔番	化學成分 (%)										Ac (°C)		Ar (°C)		結晶粒度	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	V	開始	終止	開始	終止	925° ×5hr	1000° ×2hr
S-1	.47	.24	.31	.018	.015	.03	1.53	2.37		.26	770	830	760	700	G 9	G 8
— 2	.50	.34	.34	.006	.016	.07	1.48	2.30		.22	760	830	740	685	G10	G 6 (30) G 8 (70)
— 3	.52	.49	.37	.006	.015	.06	1.50	2.35		.24	765	830	735	700	G10	G 5 (20) G 7 (80)
— 4	.52	.78	.34	.008	.014	.06	1.50	2.36		.24	780	840	740	695	G 9	G 5 (30) G 7 (70)
— 5	.54	.93	.36	.007	.014	.06	1.50	2.36		.24	780	840	745	700	G 9	G 6 (40) G 8 (60)
— 6	.48	1.13	.35	.013	.019	.04	1.53	2.34		.24	780	855	765	710	G 8	G 4 (60) G 7 (90)
— 7	.46	1.28	.34	.013	.016	.07	1.47	2.27		.30	790	880	795	720	G8.5	G 6
— 8	.48	1.38	.35	.015	.018	.04	1.54	2.36		.28	790	870	775	725	G 8	G 5
— 9	.56	.23	.35	.013	.016	.07	1.47	2.18	.41	.30	765	830	745	665	G10	G 8
— 10	.57	.48	.37	.013	.016	.08	1.49	2.31	.43	.30	770	840	750	680	G10	G 6
— 11	.53	.78	.36	.013	.015	.07	1.46	2.23	.42	.31	775	850	760	700	G 9	G 5
— 12	.53	.91	.36	.013	.016	.08	1.47	2.29	.43	.30	790	855	770	705	G9.5	G 5.5
— 13	.52	1.09	.36	.012	.017	.07	1.46	2.29	.40	.30	790	860	765	710	G 9	G 5
— 14	.55	1.41	.36	.013	.016	.07	1.51	2.32	.38	.30	790	875	770	720	G10	G 6

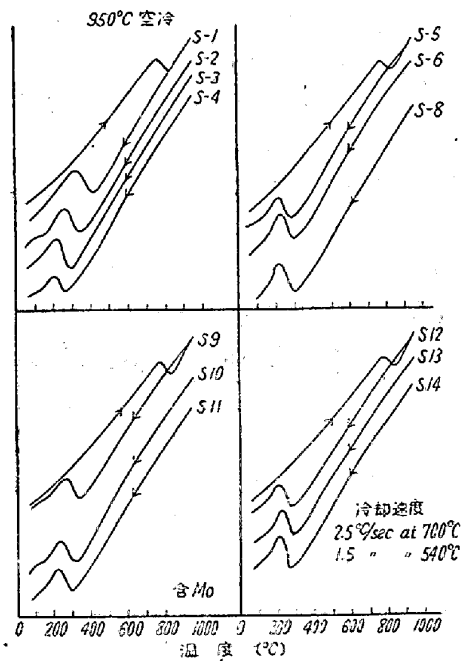
II. 實驗結果

(1) 變態点

本多式熱膨脹計により約 2°C/min の加熱及び冷却速度で變態点を測定せる結果は第1表に示す如く Si の増加につれて Ac 点は上昇の傾向を示す。第1圖は950°C より空冷 (700°C に於いて 2.5°C/sec, 540°C に於いて 1.5°C/sec の冷却速度) した場合の降下變態を示すもので、Si 0.24% では 430°C に Ar' のみを生ずるが Si 増加につれて Ar' 点は低下し 150°C 附近に Ar'' をも生じ Si 0.8% で最低となるが之より Si が増加すると却つて Ar', Ar'' は上昇する。Mo 含有のものは低 Si でも 370°C 附近に Ar', 180°C 附近に Ar'' を僅か生ずる。Si 増加に伴い、Ar' はやや低下するもその程度は少い。

(2) ジョミニー硬化能試験

7kg 鋸塊溶製の際同時に採取した 1 1/8"φ 鑄造試片を 980°C×2hr 焼準後 1 1/8"φ に加工し 940°C より一端水冷して硬化能の比較を行つた結果は第2圖の如くで、硬化能は Si 添加につれて大となり Si 0.78% で最大となる。Si がこれ以上になると却つて硬化能は減少するに至る。Mo 含有の場合には低 Si でも硬化能はかなり大きく Si 0.48% で最大となりそれ以上の Si に対しては減少の傾向を示すがその程度は少い。焼入温度を 980°C に上昇した場合には低 Si のものもかなり硬化能を向上するが、やはり Si 0.78% で最大となる。今ジョミニー棒と焼入丸棒との同一冷却速度の相互關係⁴⁾よ

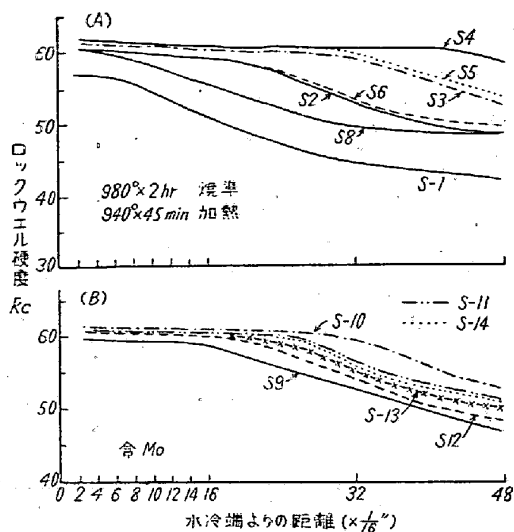


第1圖 空冷時變態點

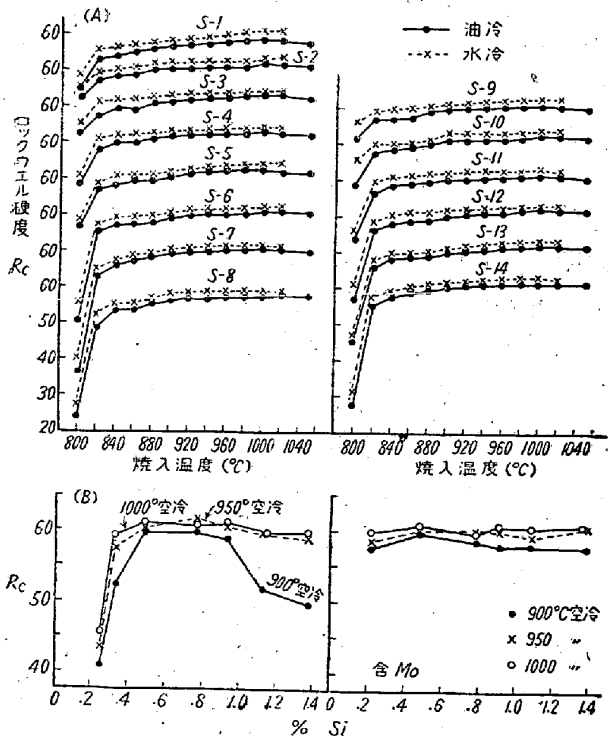
り、静止油中に焼入された場合、中心部が 90%M に硬化する丸棒直径を求めてみると Si 0.24% の S-1 では 1.5"φ であるが Si 0.78% では約 4"φ となり硬化能が著しく向上することがわかる。

(3) 焼入硬度及び結晶粒度

小試片を 800~1050°C より油冷及び水冷して硬度を測定した。第3圖 (A) はこの結果を示すもので 800°C では焼が入らず硬度は Si 増加につれて低くなつており 820°C より硬化し 1000°C まで硬度は徐々に増加し、1050°C 油冷でも硬度は大して低下しない。Mo 含有の



第2図 硬化能曲線



第3図 焼入硬度

場合も同様である。

同図(B)は16φ×10mmの小試片を空冷した場合の硬度測定結果で900°C空冷では低Si及び高Siのものは十分に硬化せず、Si 0.78%で最高硬度を示す。Mo含有の場合には低Siでも充分硬化する。

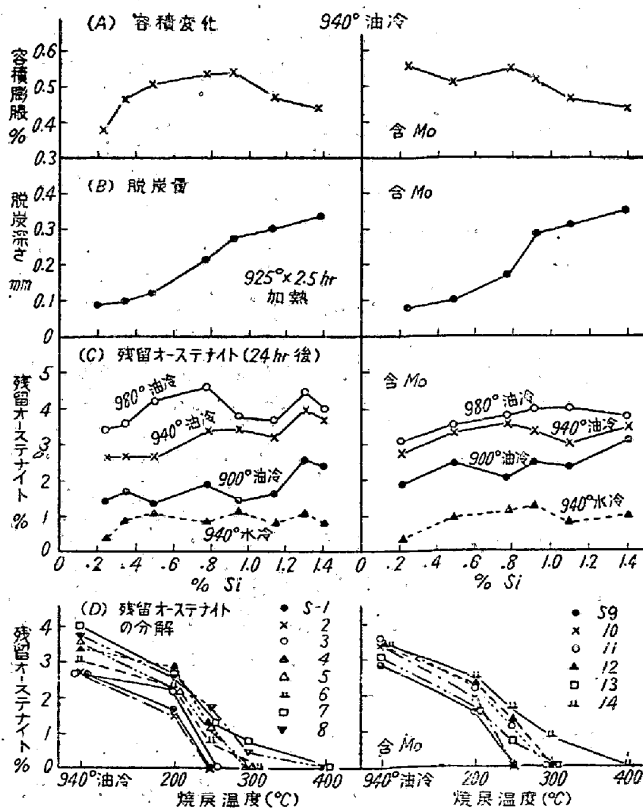
次に酸化法により925°C×5hrの結晶粒度を求めた結果は第1表に示す如く、Siの増加につれて結晶粒は粗大化の傾向を示すが、Si 1.38%でもG-8程度である。Mo含有の場合にはSiによって大した変化は認められぬ。1000°C×2hr加熱ではSiの高くなるにつれて粗

大化傾向が著しい。

(4) 容積変化, 脱炭量, 残留オーステナイト
第4図(A)は10φ×50試片を940°C油冷した場合の比重を水中秤量法により測定し、焼鈍状態に対する容積膨脹を示したもので、Si 0.93%までは容積膨脹が大となりそれ以上のSiに対しては減少の傾向を示す。Mo含有の場合にはSi 0.8%で僅か山を生ずるがSi増加につれて容積膨脹量は減少の傾向を示す。

同図(B)は管状電気炉中で小試片を925°C×2hr加熱した場合の脱炭深さを顕微鏡下で測定したもので、脱炭深さはSiの増加につれて大となり低Siでは0.1mm位であるがSi 1%では0.3mm位となる。

同図(C)は9φ×50試片を各温度から油冷及び水冷した場合の残留オーステナイト量を磁気継鉄法(H=2000エルステッド)により求めた結果で焼入後24hr常温放置した時の値である。残留オーステナイトは焼入温度の上昇によりやや増加し又Siの増加につれて多くなる傾向はあるがあまり顕著なものでなく、その量も数%程度である。水冷したものは残留オーステナイトは極めて少く、1%内外である。(D)は940°C油冷したものを焼戻した場合の残留オーステナイトの分解をみたもので、低Siのものは250°Cで分解してしまいがSiの高いものは残留オーステナイトが分解しにくくなる。

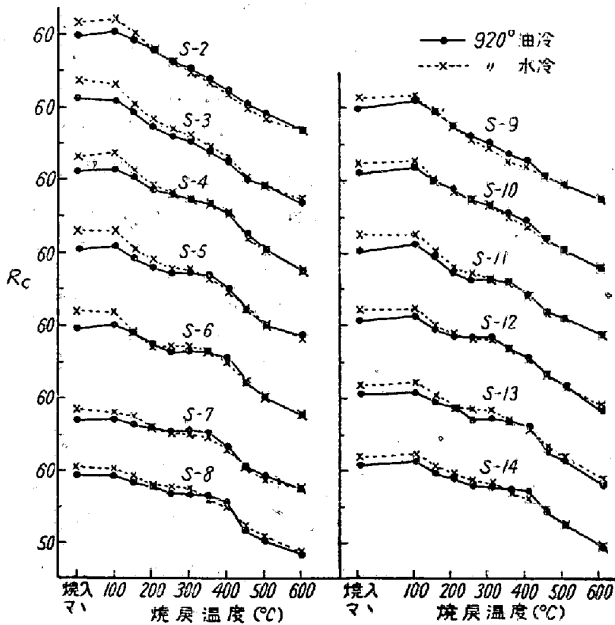


第4図 容積変化, 脱炭量, 残留オーステナイト

Mo 含有の場合にも同様のことがいえる。尚 200°C 焼戻でかなりの分解を示しているが、これは焼戻後20日間常温放置して焼戻せるため、常温時効による分解量をも含んでいるためと考えられる。

(5) 焼戻硬度

第5図は小試片を 920°C 油冷及び水冷して 600°C まで繰り返し焼戻して硬度を測定せる結果で、Si の高くなるにつれて 250~350°C の硬化がゆるやかになり Si 0.9% 以上では硬度は殆んど低下しない、Si を含有する鋼を焼戻して焼戻した場合、Si の低い鋼に比べて硬度が高いことは以前より知られており⁵⁾、最近に於いて A. G. Allten, P. Payson⁶⁾ はマルテンサイトの焼戻に及ぼす Si の影響について詳細な研究を行つて200~315°C の焼戻温度範囲に於いて軟化し難いことを見出している。

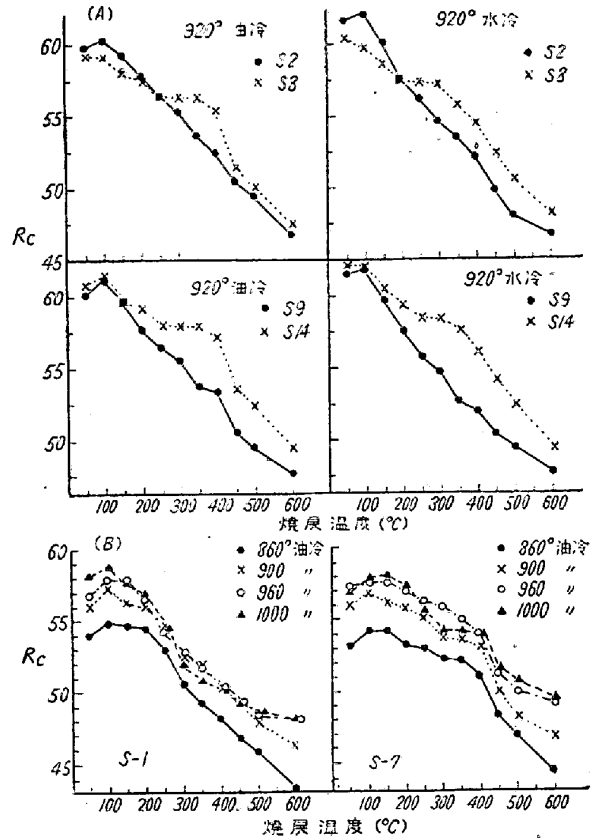


第5圖 焼戻硬度

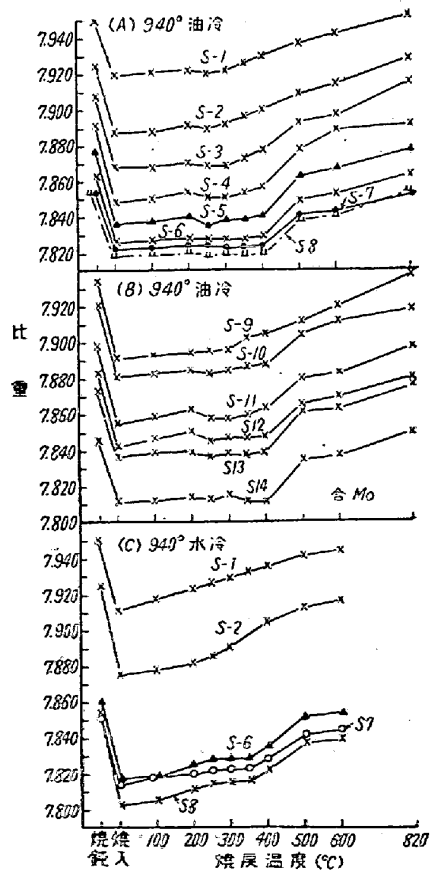
第6図(A)は Si の低いもの及び高 Si のものにつき 920°C 油冷・水冷後の焼戻硬度の比較を行つたものであるが、油冷・水冷共に高 Si のものは 250~350°C で軟化が殆んど停止する。第4図より明らかな如く水冷の場合には残留オーステナイトは殆んどないため、水冷したものを焼戻して軟化が殆んど停止する現象は残留オーステナイトの分解によるものではないと考えてよい。

而して低 Si の場合には 250°C 焼戻の硬度が、又高 Si の場合には 350°C 焼戻の硬度が、油冷の場合の方が水冷より硬度が高くなっているが、これは油冷の場合の残留オーステナイトの分解によるものと考えられる。

第6図(B)は低 Si 及び高 Si につき焼入温度を変



第6圖 焼戻硬度と Si の関係



第7圖 焼戻による比重の變化

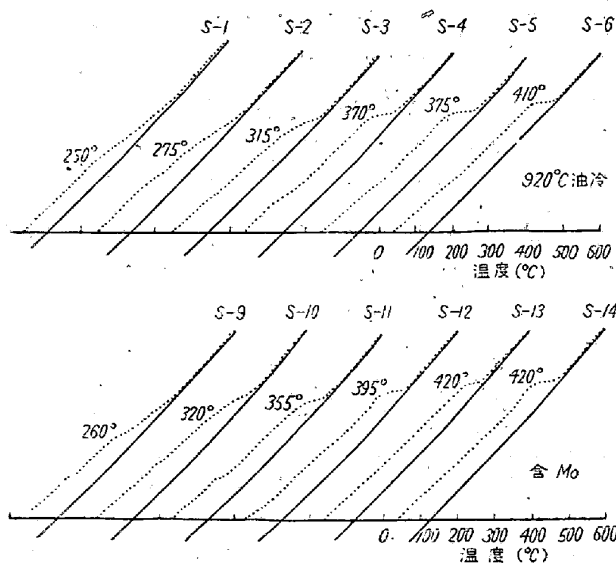
えた場合の焼戻硬度曲線で高 Si の場合には焼入温度上昇による焼戻硬度の増加がやや顕著である。

(6) 焼戻による比重の変化

10φ×50 試片を用い水中秤量法により比重を測定した。焼鈍状態に於いては Si の増加につれて比重は減少する。第7図 (A, B) は 940°C 油冷後各温度に 1hr 焼戻をした場合の比重の変化を示したもので、低 Si のものは 200°C までは徐々に比重を増加し 250°C で残留オーステナイトの分解に相当して比重は一時減少しその後次第に比重は増加するが、Si が高くなると残留オーステナイトの分解に伴う比重の減少する温度は高目に移動し、而して 400°C まで殆んど比重は変化せず 500°C で急激に比重は増加するにいたる。Mo 含有の場合にも同様のことがいえる。同図 (C) は 940°C 水冷の場合の変化で、残留オーステナイトの分解による比重の減少は殆んど認められない。Si の高いものは低 Si のものにくらべて 200~350°C の比重の増加が殆んど停止し、この温度範囲でマルテンサイトが殆んど変化しないことを示す。

(7) 焼戻による長さの変化

第8図は 5φ×80 試片を 920°C 油冷後、本多式熱膨脹計で 600°C まで 2.5°C/min の速度で加熱して長さの変化を連続的に測定した結果で、200°C までの焼戻の第一段階における長さの変化は低 Si、高 Si 同様であるが焼戻第3段階に相当する収縮開始温度は Si の増加につれて次第に上昇し Si 0.93% で 375°C、Si 1.38% で 415°C となる。



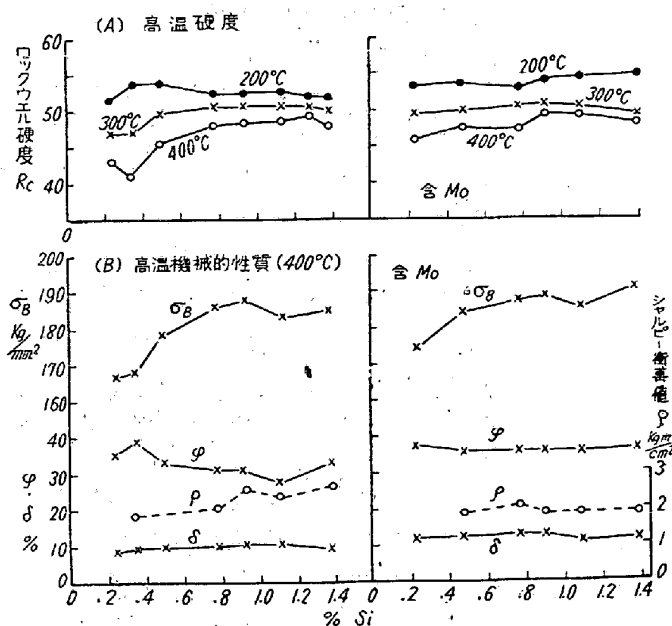
第8図 焼戻による長さの変化

Mo 含有の場合も同様の傾向を示し、収縮の生ずる温度範囲は Si の高いものよりも低 Si の方が大である。

次に低 Si 及び高 Si のものを 920°C 水冷して測定したが収縮開始温度は S-1 は 250°C、S-7 は 425°C となり Si の増加につれてセメンタイト形成温度が上昇する。

(8) 高温硬度及び高温抗張試験

小試片を 940°C 油冷、200°C 焼戻後ソルト中にて加熱し、200~400°C の高温硬度をロックウェル硬度計にて測定した。第9図 (A) はこの結果で 200°C では殆んど Si の影響は認められぬが 300°C では Si の増加につれて硬度は高くなり 400°C ではこの傾向が更に顕著となる。Mo を含有する場合には低 Si でも硬度はかなり高目で Si の影響はあまり認められない。同図 (B) は 940°C 油冷、200°C 焼戻後 400°C で引張及び衝撃試験を行つた結果にして Si の増加につれて高温抗張力は大きくなる。Mo を含むものにあつては低 Si でも Mo を含まないものより抗張力は大きであり Si の増加につれて更に増大する。伸・絞り値は Mo 含有によつて向上する。又 400°C の高温衝撃値は Mo 含有の場合には Si の影響は殆んど認められぬが、Mo を含まない場合には Si の増加につれてやや向上する。



第9図 高温硬度及高温機械的性質

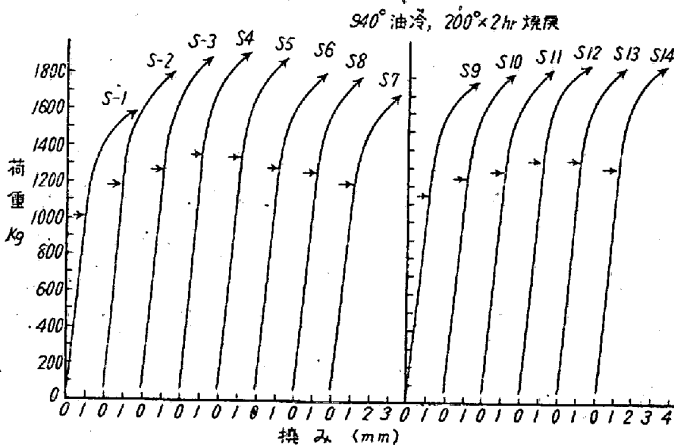
(9) 常温機械試験

第2表は 940°C 油冷、200°C×2hr 焼戻後常温で引張試験を行つた結果で抗張力は Si によつて殆んど変化はないが降伏点は Si 増加につれて上昇し Si 0.93% で最大となる。

次に 7φ×50 試片を 940°C 油冷、200°C 焼戻後 40 mm 支点間の中央に荷重を加え 1/100mm ダイヤルゲ

第2表 常温抗張試驗

熔番	降伏點 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	熔番	降伏點 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)
S-1	182.0	198.7	7.6	19.2	S-9	188.4	200	5.7	19.2
-2	189.5	199.3	4.5	5.7	-10	192.2	199.4	4.3	11.2
-3	192.2	199.7	4.3	6.4	-11	192.2	199.4	5.7	8.5
-4	194.7	200.0	4.4	5.7	-12	189.6	198.2	5.7	8.5
-5	194.7	199.4	6.8	16.6	-13	192.2	199.7	5.5	7.5
-6	192.2	196.2	6.4	11.2	-14	189.6	199.7	4.8	11.2
-7	189.6	199.1	10.1	31.4	—				
-8	192.2	200.0	8.0	19.2	—				



第10圖 曲げ試験結果

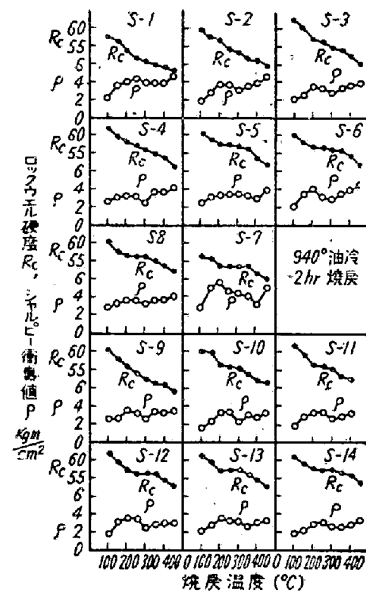
ージにて撓み量を測定した。第10図はこの結果を示したもので試片は何れも破断せず、荷重—撓み曲線が直線より外れる点の強さはSiの増加につれて上昇しSi 0.8%で最大となる。

次に940°C油冷後100~450°Cに2hrづつ焼戻してシャルピー衝撃試験を行つた結果は第11図の如くにして焼戻によつて200°Cに衝撃値の山を生じ300°Cに谷を生ずる。衝撃値はC%の影響が大きくCの低目のものが高い値を示し且つ高Siでは衝撃値の低下する温度が高目に移動する傾向を示す。

III. 總括

以上C 0.5%, Cr 1.5%, W 2.2%, V 0.2% 及びMoを0.4%含有するものにSiを添加してその影響を調べた結果は次の如し。

- (1) 硬化能はSi添加によつて向上しSi 0.78%で最大となり、これ以上のSiに対しては減少の傾向を示す。
- (2) 結晶粒度はSiの多くなるにつれてやや粗大化の傾向を示す。又加熱による炭素量はSiの高い程多くなる。
- (3) 焼入時の残留オーステナイト量はSi添加によ



第11圖 衝撃試験

りやゝ増加する傾向あり、而してSiの高いものの残留オーステナイトは焼戻によつて分解しにくくなる。

- (4) 焼戻硬度はSiの高くなるにつれて200~350°Cの間の軟化が殆んど停止するに至る。又Si添加につれて焼戻の第3段階に相当する収縮開始温度が上昇する。
- (5) Siの多くなるにつれて高温硬度及び高温抗張力が向上する。又常温ではSiによつて抗張力は殆んど影響されぬが降伏点はSi 0.9%で最大となる。
- (6) 衝撃値は200~350°C焼戻で山を生じ300°Cに谷を生ずるが高Siではこの谷の温度がやや高目に移動する。

終りに本研究の発表を許可された石原工場長に敬意を表すると共に実験の一部を担当されし外岡隆、平山政隆両係員に謝意を表します。(昭和29年5月寄稿)

文獻

- 1) Materials & Method, 36 (1952) 114
- 2) Grill, Roberts, Johnstin, George "Tool Steel" (1946) 333
- 3) Rapatz "Edelstähle" (1951) S. 86

- 4) E. W. Weinman, R. F. Thomson, A. L. Boegehold. T. ASM. 44 (1952) 803
 5) 濱住: 「鐵鋼及特殊鋼」(1944) 204

- 6) A. G. Allen, P. Payson. T. ASM 45 (1953) 498

ガスタービン用耐熱鋼の研究 (V)

(昭和 28 年 10 月本会講演大会にて講演)

小柴定雄*・九重常男**

INVESTIGATION OF HEAT-RESISTING STEEL FOR GAS TURBINES (V)

Sadao Koshiba Dr. Eng. and Tsuneo Kuno

Synopsis:

In the heat resisting steel, the W and Mo were often used for the purpose of elevation of the creep strength in high temperature. The authors studied the effect of W, Mo and (W+Mo) contents on the aging of Ni-Cr-Co austenitic heat-resisting steel containing 15% Ni, 20% Cr and 15% Co.

The authors first examined the change of their hardness due to various heat treatments of each sample: i. e. the solid-solution treatment and aging, and then observed the microstructure.

As results of these experiments, the most moderate composition and heat treatment for Ni-Cr-Co austenitic heat-resisting steel were found. The optimum conditions were as follows: (1) The most suitable composition, W 3.0~5.0%, Mo 3.0~5.0%, W+Mo (3+5~(5+3)%; (2) the treatment at 1200~1250°C, for the solution treatment, and 700~750°C, for the aging temperature, and the aging time for 6~12 hours.

I. 緒言

耐熱鋼の耐蝕性を良好ならしめる為には組織はフェライト或はオーステナイトの単一相からなる事が望ましい。しかしフェライトは 500°C 以上の高温となれば急速に強さを低下し、オーステナイト鋼は 600°C 以上の高温に長時間さらされると炭化物或は窒化物を析出し耐蝕性を害するが、この反面炭化物或は窒化物の析出はクリープ抵抗を増す利点がある。この為 C と結合し易い元素を添加してオーステナイト中の C を安定にすると共に高温のクリープ強さを向上させる。W 及び Mo は共に C と結合し易く高温強度を増す上に最も有効で極めて有用な元素であり Ni-Cr-Co 系耐熱鋼に添加しその影響について研究を行った。

II. タングステンの影響

- (1) 溶体化処理温度と硬度との関係
 W 2.0~8.0% の影響を見る為第 1 表の如き試料を

第 1 表

元素 試料	C	Si	Mn	Ni	Cr	Co	W
W1	0.48	1.05	1.24	14.78	20.84	14.57	2.13
W2	0.42	0.96	1.21	14.26	20.81	14.65	4.37
W3	0.46	1.11	1.47	14.88	21.53	14.27	6.57
W4	0.44	1.07	1.61	15.03	20.97	15.21	8.41

調整した。尚試料の作製並に実験方法は前報¹⁾と同様にして行った。上記試料について 1150~1250°C の溶体化処理温度に於ける硬度の変化を調べた。その結果各試料共溶体化処理温度の高くなるに従って硬度は次第に低くなる。又各溶体化処理温度を通じ W の高い試料程概ね高い硬度を示す。

(2) 再加熱温度と硬度との関係

溶体化処理温度 1150, 1200°C 及び 1250°C より水中冷却した試料について再加熱温度を 950°C 迄変え硬度

* 日立製作所安来工場, 工學博士

** 日立製作所安来工場