

(3) 熱処理温度と機械的性質との関係

焼入温度 900~1000°C 空冷(焼戻温度を300°C一定とする。)の常温における衝撃値におよぼす影響を見るにあまり大差なく、Ni 量の影響は明らかにすることができなかつた。また 950°C 空冷試料の焼戻温度と衝撃値との関係をしらべてみたが、やはり Ni 量によつてあまり大差なく、Ni の影響は明らかでない。

つぎに打抜型としてはあまり使用中温度上昇をきたさないとされるが、しかし連続作業のためごく表面は多少温度上昇するものと考えられる。それゆえ参考のため 950°C 空冷試料を300°Cに焼戻を行ない、常温から 650°C までの種々の試験温度と機械的性質との関係をしらべた。その結果抗張力に多少バラツキがあり、つねに一定の値を得ることが困難であり、一方伸および絞は試験

温度約 500°C まではほとんど零を示し、600°C 以上わずかに、ある値を示す。すなわちロックウエル硬度約 55 以上のこの種の鋼種においては高温抗張力を正確にもとめることが困難であろう。

IV. 結 言

高炭素高クロム鋼を打抜用型として使用する場合、その熱処理による変形率をとくに重要視して、各種熱処理方法による変形率におよぼす Ni 添加の影響を確めた。その結果約 0.5% 前後の Ni 添加は有効であると考えられる。なお、あわせて常温および高温における機械的性質をもしらべたが Ni の影響はあまり明らかでない

(昭和 32 年 5 月寄稿)

9.5% W-Cr 系熱間工具鋼の研究*

(C, Ni, Co, W, Mo の影響について)

山 中 直 道**・ 日 下 邦 男***

INFLUENCE OF CARBON, NICKEL, COBALT, TUNGSTEN AND
MOLYBDENUM ON PROPERTIES OF 9.5% TUNGSTEN
CHROMIUM HOT-WORKING TOOL STEEL

Naomichi Yamanaka, Dr. Eng. and Kunio Kusaka

Synopsis:

The influence of C, Ni, Co, W and Mo on properties of the hot working tool steel containing 0.3% C, 9.5% W, 2.5% Cr, and 0.4% V was investigated.

The Result obtained were as follows:

- 1) The addition of Ni lowered the critical point, and enhanced the hardenability remarkably. Ni, being a gamma-forming element, led to a decrease in the amount of ferrite existing at high temperature.
- 2) The addition of Co raised the critical point and Ms-point and improved the tensile strength and impact value at elevated temperature at the higher quenching temperature.
- 3) As the carbon content increased, the hardenability increased and the Ms-point was lowered. The tensile strength increased and the impact value decreased at room and elevated temperatures in parallel with the increasing carbon content.
- 4) The addition of Mo lead to the presence of additional quantities of ferrite at the heat-treating temperature and decreased the hardenability.

I. 結 言

9.5% W-Cr 系熱間工具鋼は高温強度が大で押出ダイス、ダイカスト用ダイス等に広く用いられており、C, W, V, Co 等の影響について既に一部報告されている¹⁾²⁾。この中 Co の添加は焼戻軟化に対する抵抗を増

し熱間用ダイス鋼として Co 添加が有効であることが知られており、また Ni を添加したのも諸外国では用いられている³⁾⁴⁾。吾々はこれら合金元素の影響を明らか

* 昭和 32 年 4 月本会講演大会にて発表

** 特殊製鋼株式会社 工博

*** 同研究所

にするために C, Ni, Co, W, Mo を種々に変化させて試料をつくり実験を行なった。また本鋼種の切断状態図はまだ明かでなく武田博士⁵⁾による Fe-W-C 系のそれが用いられているが高温における組織状態がかなり変化していることが経験されるので、C, Ni, Co, W を変化せしめた場合の切断状態図についても検討を加えた。

併試材は Table 1 に示すごときもので 35KVA 高周波誘導炉により 7kg 鋼塊を熔製し 16φ に圧延して使用した。

II. 実験結果

(1) 変態点

本多式熱膨計により毎分 1°C の加熱および冷却速度で変態点を測定した結果は Table 1 記載のごとくであり、Co 添加によつて Ac 点は上昇し Ni 添加により急激に Ac 点は低下する。また W の多くなるにつれて

Ac 点は上昇する。しかし C の低くなる程また W 量の増加につれて A₁ 変態量が次第に減少する。次に 1050°C × 10mn 保持後空冷した場合 (冷却速度の 700°C に おいて 9.2°C/mn) の降下変態の測定を行なったがこの生起温度は Ni 添加により急激に低下し Co の多くなるにつれて上昇する。C 0.2% 以下および W 10% 以上の場合には一部 Ar₁ 変態を生じ、焼入性の低下を示す。

(2) 切断状態図

Fig. 1 は武田博士による Fe-W-C 系三元状態図⁵⁾にして下図は W 10% における切断状態図である。図において面 D₃b-P₃O₃ は二元包晶開始面、面 D₃b-F₃c および面 F₃c-P₃O₃ は二元包晶終結面、面 F₃cY は A₄ 変態終結面、面 KOCY は A₃ 変態開始面、面 CObm および Cojr は二元共析開始面、面 bmjr は二元共析終結面であり、また面 dcod は γ より η の析出する初

Table 1. Chemical composition of steels tested

Steel No.	Chemical composition (%)										Ac(°C)	Ar(°C)	Ar' (1050°A.C)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	V	Ni	Co				
WCZ-31	.11	.22	.28	.007	.009	2.62	9.50	.39						
-32	.17	.19	.25	.012	.010	2.63	9.33	.38				905~980	920~870	{850~725 415~350
-33	.23	.21	.32	.010	.009	2.66	9.89	.38				850~950	885~810	
-34	.28	.21	.31	.010	.011	2.66	9.69	.41				825~935	875~800	465~360
-35	.33	.22	.34	.012	.010	2.63	9.72	.40				810~910	850~765	435~325
-36	.40	.23	.35	.007	.009	2.64	9.40	.37				800~850	790~725	375~250
-38	.50	.23	.29	.010	.010	2.64	9.91	.39				800~845	775~725	310~235
-37	.61	.25	.32	.011	.011	2.62	9.38	.37				790~835	760~715	
-32C	.20	.21	.30	.009	.008	2.66	9.69	.31						
-33C	.23	.23	.30	.008	.009	2.68	9.86	.39						
-34C	.28	.21	.33	.006	.009	2.64	9.51	.36						
-35C	.34	.22	.34	.011	.010	2.61	9.64	.35						
-42	.23	.25	.26	.012	.015	2.61	6.07	.37				805~870	845~785	420~310
-43	.27	.24	.26	.012	.014	2.61	8.04	.36				810~895	855~760	430~320
-44	.25	.24	.25	.012	.014	2.59	10.17	.36				845~925	885~815	{850~650 400~340
-45C	.28	.23	.33	.012	.016	2.62	11.06	.37				850~945	900~810	
-46	.27	.24	.29	.012	.016	2.61	11.95	.37				865~965	920~835	{900~700 385~330
-47	.27	.21	.30	.010	.010	2.46	9.55	.38						
-57	.27	.22	.29	.015	.016	2.65	10.52	.40				840~945	910~820	{840~740 400~335
-5	.32	.20	.34	.012	.017	2.60	8.95	.34				792~885	815~735	390~285
-6	.32	.21	.29	.013	.015	2.66	9.08	.40			1.01	795~890	830~760	410~300
-7	.30	.19	.26	.013	.017	2.64	8.98	.40			1.98	800~895	870~775	425~310
-8	.31	.20	.26	.013	.016	2.64	9.08	.39			2.99	810~910	845~755	445~315
-9	.29	.18	.29	.013	.017	2.64	8.95	.40			3.86	810~915	845~755	425~300
-10	.30	.19	.26	.013	.017	2.57	9.00	.39			5.05	817~920	850~760	455~320
-39	.08	.14	.21	.007	.013	2.52	9.25	.43			2.37			
-40	.14	.15	.25	.007	.013	2.61	9.49	.43			2.48			
-11	.21	.21	.28	.014	.015	2.61	9.17	.34			2.48	840~935	885~815	
-12	.25	.20	.28	.014	.015	2.66	9.17	.40			2.51	810~910	865~765	470~360
-13	.32	.21	.28	.013	.018	2.64	9.00	.39			2.53	810~885	830~740	425~310
-14	.39	.20	.29	.013	.015	2.62	9.10	.40			2.48	800~880	810~730	410~315
-15	.42	.22	.28	.013	.019	2.66	9.08	.40			2.51	800~845	800~730	355~265
-16	.52	.21	.29	.014	.019	2.66	9.10	.38			2.53	785~845	780~725	295~225
-17	.62	.21	.30	.014	.019	2.66	9.06	.38			2.48	785~835	780~720	300~185
-18	.31	.17	.32	.007	.014	2.67	9.12	.32			.05	800~895	845~715	410~310
-19	.32	.20	.35	.006	.013	2.67	9.29	.32			.56	795~880	800~715	420~310
-20	.31	.19	.31	.007	.012	2.65	9.06	.31			1.08	765~870	760~785	355~265
-21	.30	.17	.33	.007	.012	2.65	9.20	.32			1.58	740~825	720~645	335~240
-22	.30	.18	.33	.012	.013	2.70	8.76	.36			2.04	735~815	{690~620 395~355	300~205
-53	.24	.21	.30	.010	.018	2.52	9.72	.39			.62	810~945	840~760	400~310
-54	.25	.21	.30	.011	.016	2.52	9.61	.40			1.08	785~895	795~760	340~235
-55	.27	.23	.31	.010	.017	2.52	9.75	.39			1.59	765~845	760~665	325~225
-56	.26	.22	.30	.010	.017	2.50	9.67	.39			2.10	735~815	715~640	305~215
-58	.28	.18	.33	.011	.014	2.81	9.32	.27			.40	815~925	775~840	380~300
-59	.29	.19	.31	.009	.015	2.72	9.36	.28			.82	830~935	790~875	385~310

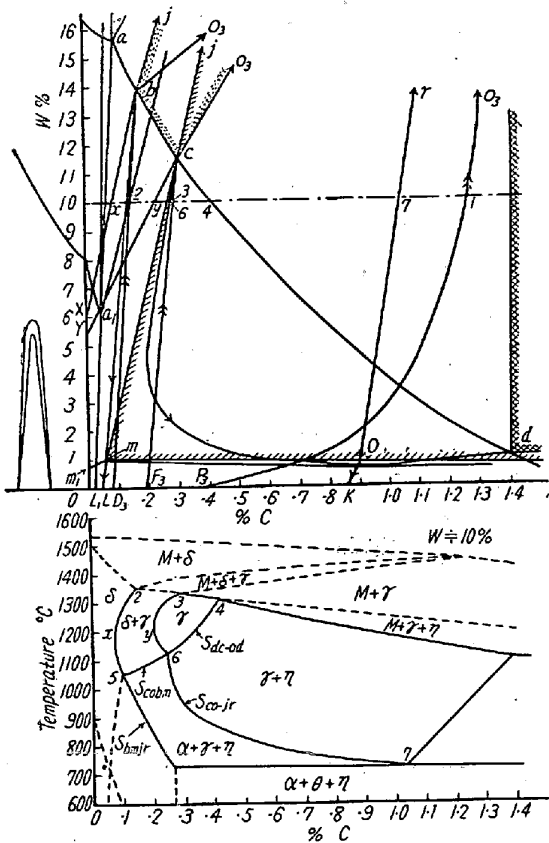


Fig. 1. Constitutional diagram of Fe-W-C system (Takeda)⁵⁾

析面である。9.5% W-Cr 系熱間工具鋼においては製造条件によつては後述のごとく K. KuO による δ -eutectoid⁶⁾ と考えられる組織が現われることがあり、この組織の出現はこの Fe-W-C 系状態図からは説明しにくい。よつて吾々は高温組織を明らかにするために実用鋼についての組織状態図を作成した。

すなわち 7kg 鋼塊溶製の際同時に採取した 25 ϕ 金型鑄造試片を 12mm 角に鍛造しこれより 12mm 厚さの試片を採取し、900~1400°C の各温度に加熱して水冷しピクラールおよび村上試薬を用いて検鏡を行なつた。加熱の際の保持時間は 1400°C は 15mn, 3150~1250°C は 30mn, 1200~1150°C は 2~3h, 1100°C 以下は 6 h とした。また 1150°C 以下で加熱する試料は予め 1250°C から空冷処理を行なつた。なお Fe-W-C 系には θ η の炭化物があるがこれに Cr, V が添加されても新しい炭化物相は現われないものと考えた。Fig. 2 A は C を変化した場合の組織状態図であり、図中 \times 印は熱膨脹計によ

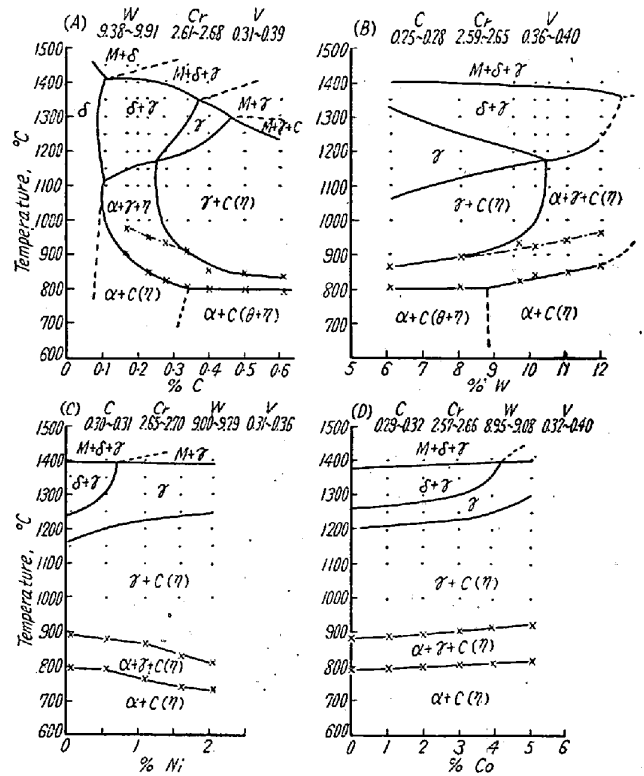
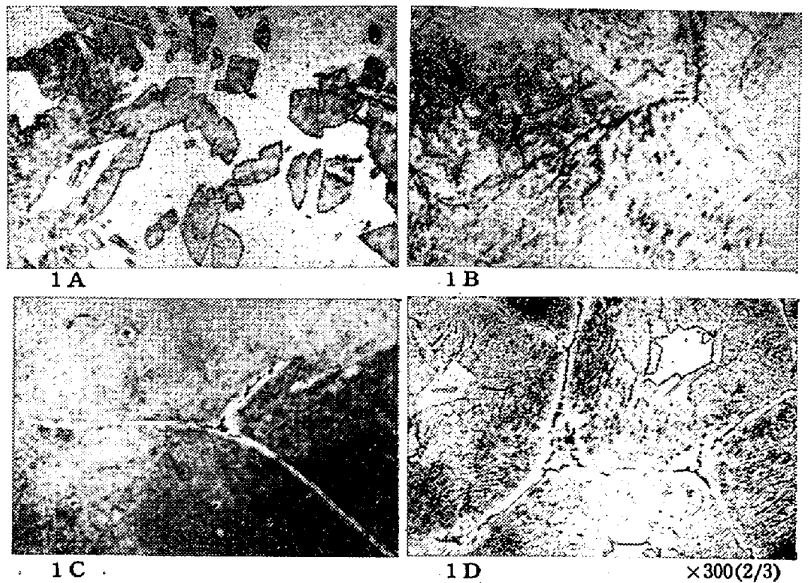


Fig. 2. Sectional diagram.

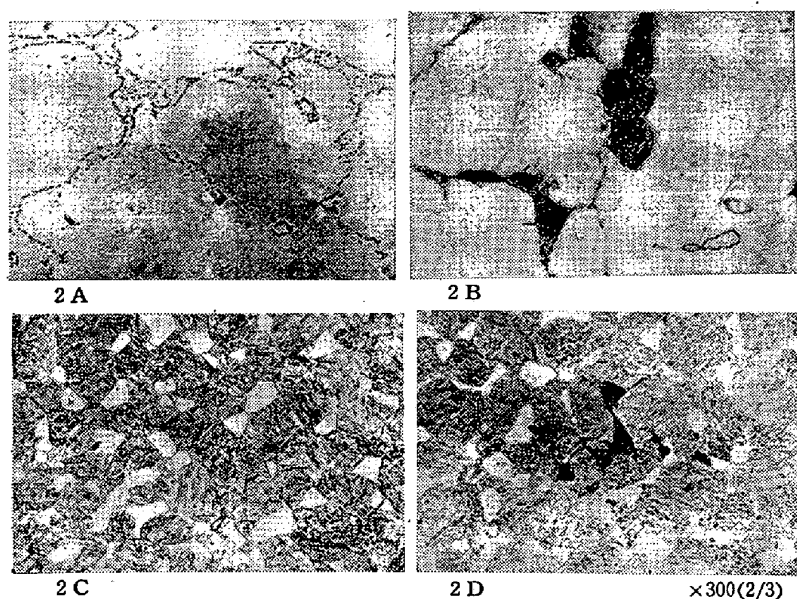
る変態点を示す。これを武田博士による Fe-W-C 系の切斷状態図と比較すると高温における $\delta + \gamma$ 二相界域がいちじるしく広範囲にひろがつており、逆に γ 界域は縮少している。

Photo. 1 は高温より水冷せるものの検鏡組織を示すもので 1 A は C 0.2% のものを 1400°C より水冷せるもので $\delta + \gamma$ 組織を示す。1 B は C 0.34%, 1250°C



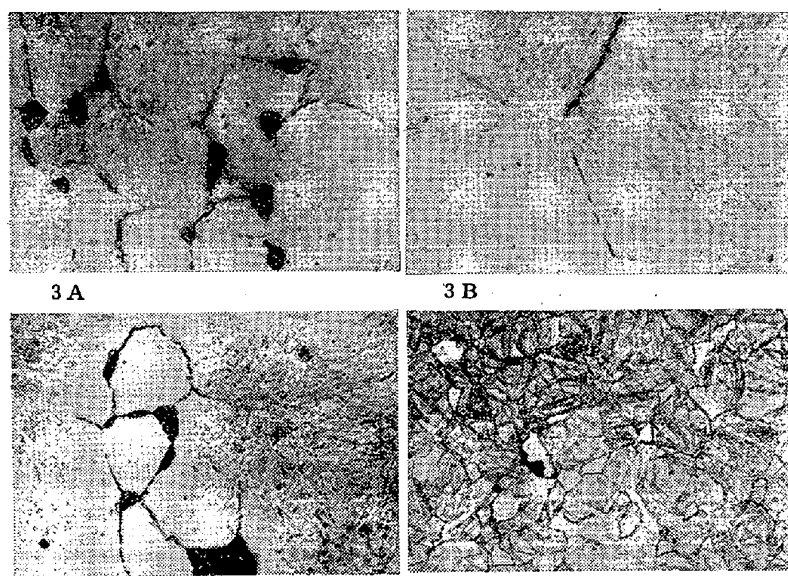
1 A	WCZ-32	1400°C×15mn	W.Q.	$\delta + \gamma$
1 B	WCZ-35	1250°C×30mn	W.Q.	γ
1 C	WCZ-36	1350°C×30mn	W.Q.	M + γ
1 D	WCZ-36	1400°C×15mn	W.Q.	M + $\delta + \gamma$

Photo. 1. Microstructures.



2 A SKD-5 1150°C×6h W.Q.
 2 B SKD-5 1250°C×30mn, furnace cool to 1100°C×30mn W.Q.
 2 C WCZ-32 1250°C×30mn, furnace cool to 1150°C×30mn W.Q.
 2 D WCZ-32 1250°C×30mn, furnace cool to 1050°C×30mn W.Q.

Photo. 2. Microstructures.



3 A WCZ-34 1250°C×30mn furnace cool to 1100°C×30mn W.Q.
 3 B WCZ-35 1250°C×30mn furnace cool to 1100°C×30mn W.Q.
 3 C WCZ-35 1320°C×30mn furnace cool to 1100°C×30mn W.Q.
 3 D WCZ-33 1250°C×30mn Air cool

Photo. 3. Microstructures.

水冷組織で γ 相のみより成る。1CはC 0.4%, 1350°C水冷の場合で γ の粒界に融体が現われており、1Dは1400°C水冷組織で $\delta + \gamma + M$ より成る。

次に Photo. 2A は C 0.29, Cr 2.5, W 9.34, V 0.25% の SKD-5 工具鋼に現われた δ -eutectoid の一例を示すものであり 1150°C×6h 水冷処理後の組織である。2B はこのものを 1250°C に加熱して 1100°C まで炉冷したのち水冷せる組織で $\gamma + \delta$ -eutectoid より成る。また 2C は C 0.17% の WCZ-32 を 1250°C

より 1150°C まで炉冷して水冷せるものの組織で $\gamma + \delta$ 二相を示すが、これを 1050°C まで炉冷したのち水冷すると 2D に示すごとく δ の一部が δ -eutectoid すなわち $\gamma + C$ (η) に変化しパーライト状を呈する。Photo. 3A は C 0.28% のものを 1250°C より 1100°C まで炉冷後水冷せる組織で 1250°C における δ が完全に δ -eutectoid に変化をしている。3B は C 0.33% の WCZ-35 を同じく 1250°C より 1100°C まで炉冷して水冷せるものの組織で、この場合には Fig. 2A の切断状態図から明らかなごとく 1250°C においては γ 単一相より成るため δ -eutectoid は生じないが加熱温度を 1320°C に上昇せしめると $\gamma + \delta$ 組織になるため、3C に示すごとく冷却により δ -eutectoid を生ずる。また 3D は C 0.23% のものを 1250°C より空冷せるものの組織でこの場合には冷却速度早きため $\delta \rightarrow \gamma + C$ (η) 変化はかなり阻止されて一部黒色のトルスタイト状の δ -eutectoid を生ずる。

この δ -eutectoid の生成は次のごとく考えられる。すなわち Fig. 2A によれば C 0.25% 以下の場合には温度が二元共析開始面 co_{bm} (Fig. 1 参照) に到達したときに $\delta \rightarrow \gamma + \eta$ (δ, γ, η は互に共転反応を行う) 反応を開始し終結面 bm_{jr} に到達するまで継続される。また C が 0.25% 以上の場合には平衡状態においては温度の降下により $\delta + \gamma \rightarrow \gamma + C$ (η) となる。 δ は γ よりも C 濃度は低いが W は多く含有しているから温度の降下によつて γ 中の C が δ 中に移動し δ は低炭素 γ になる。また γ は δ よりも W 濃度が低いために W は δ から γ 中に拡散しなければならないがこれには時間がかかるため (C の拡散速度は速いが W の移動は非常に遅い) δ のあるところに過剰の W が存在することになる。この W が γ から δ 中へ移動してくる C と結合して η を生ずる。かくして δ が消失するとその位置に γ のみでなく η をも生じ δ -eutectoid となる。

Fig. 2C は Ni を添加した場合の組織状態図で、Ni は γ 形成力が大であるため 0.7% Ni 添加で $\delta + \gamma$ 二相界域が消失する。Co の添加によつても同様の効果があるが Ni ほど顕著ではなく Co 4.5% で $\delta + \gamma$ が消失

Fig. 2C は Ni を添加した場合の組織状態図で、Ni は γ 形成力が大であるため 0.7% Ni 添加で $\delta + \gamma$ 二相界域が消失する。Co の添加によつても同様の効果があるが Ni ほど顕著ではなく Co 4.5% で $\delta + \gamma$ が消失

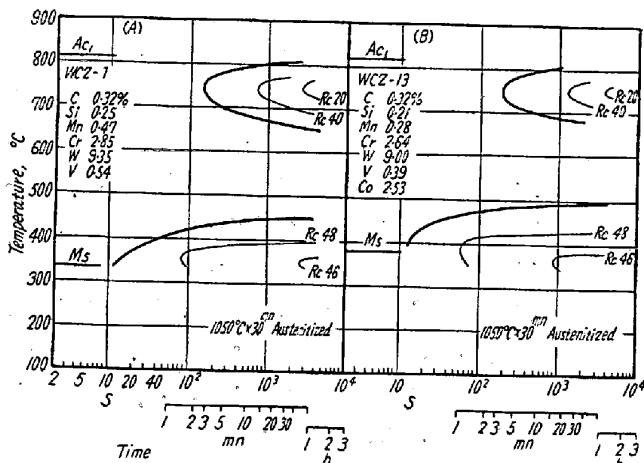


Fig. 3. Time-temperature-transformation curves.

する。

(3) 恒温変態

Fig. 3 は 1050°C でオーステナイト化した場合の恒温変態曲線の一部を示すもので、変態はパーライト段階と中間段階とにわかれ 600°C 附近に過冷オーステナイトの安定なる区域がある。オーステナイト化温度を上昇させるとパーライト段階の変態開始はいちじるしく長時間側に移動するが中間段階はあまり変化しない。次に Fig. 4 は小試片を 1050°C に加熱後 750°C に恒温焼入を行い保持時間を変えて水冷し硬度を測定した結果で C の上昇につれてまた Ni 添加によつていちじるしく変態開始が遅くなり焼入性の向上することを示す。Co 添加の影響はあまり顕著でなく、また Mo 添加は焼入性を低下する。

(4) 焼入および焼戻硬度

小試片を 900~1150°C に加熱して油冷および空冷して硬度を測定した。C の増加により硬度は上昇し且つ焼入温度の高い程硬度は上昇するが、この上昇率は C の低いものほど大である。Ni の影響としては油冷の場合はほとんど差は認められぬが空冷の場合は Ni の高い程硬度は大となる。また W の上昇につれて焼入温度におけるフェライト量が増加するので焼入硬度が低下する。次に小試片を 1050°C 油冷および 1100°C 空冷せるのち 100~700°C で 1h ずつ段階的に焼戻して硬度を測定したが低 C のものは焼戻温度 650°C までは硬度の減少はほとんどなく空冷したものは 600°C で二次硬化を示す。C の高くなるにつれて 400°C までの焼戻で急激に硬度を低下するが 650°C 焼戻後の硬度は C の増加につれて上昇する。1100°C 空冷の場合は C 0.35% 以下のものでは 600°C における二次硬化が顕著となる。また Co の増加につれて焼戻軟化抵抗が大となり 500~650°C 焼戻

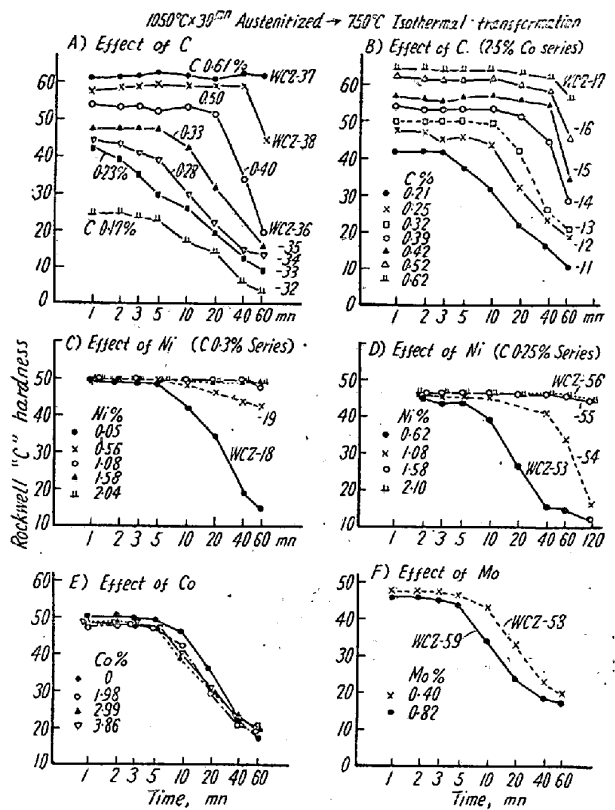


Fig. 4. Hardness change during isothermal transformation.

硬度は Co の多い程高くなる。Fig. 5 は 1050°C 油冷および 1100°C 空冷後 650°C で 2, 10, 20, 40h 焼戻後の硬度を測定した結果で、長時間焼戻後の硬度は C, Co の増加につれて上昇し、W, Mo の多くなるにつれて低下する傾向を有す。

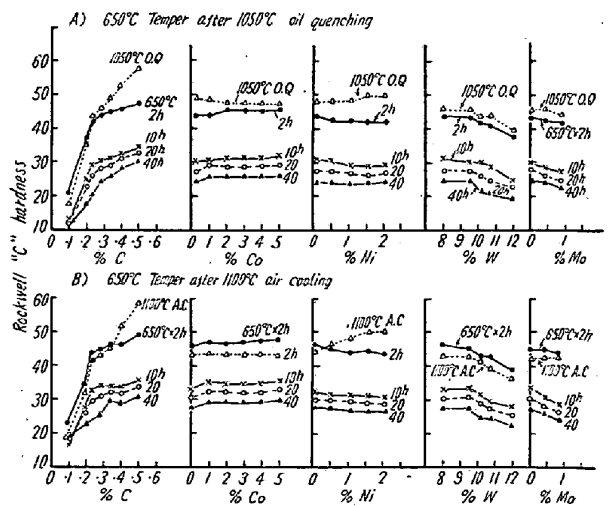


Fig. 5. Tempered hardness.

(5) 寸法変化率

10φ×50 試片につき 1050°C 油冷後の寸法変化を測定した。長さ方向の変化は C の低い場合には僅かに膨脹を示すが C の上昇するにつれて収縮するにいたり、C が

0.4% 以上になると再び膨脹に変ずる。直径方向は何れも膨脹を示し C 0.4% 以上になると C% の増加と共に急激に膨脹を示すにいたる。焼戻によつては300~400°Cで僅か膨脹するが 500°C まではほとんど変化なく 550~600°C でかなり著るしい膨脹を示し、その後次第に収縮する。しかして直径方向は長さ方向よりも膨脹量が大きい。Fig. 6 はこの結果を示したものである。

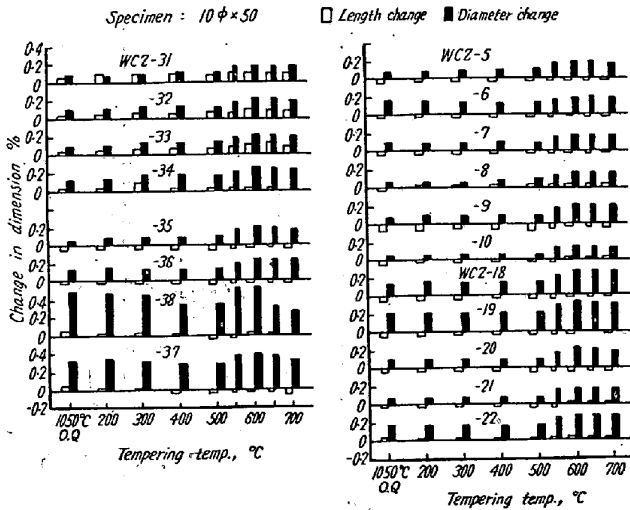


Fig. 6. Effect of tempering temperature on the dimensional change.

(6) 機械的性質

Fig. 7 は 1050°C 油冷, 650°C × 2h 焼戻後常温で引張試験を行った結果で C の上昇につれて抗張力は増大し伸び絞りは低下する。Co を含むものは抗張力がいちじるしく大となるが伸, 絞りの低下が少い。また Ni が 1% 以上になると抗張力がやや低下の傾向を示す。Mo の添加によつても抗張力は低下する。衝撃値は C および Co の上昇によつて次第に低下し, Ni, Mo 添加によつてやや向上する。

次に 1050°C 油冷, 650°C 焼戻および 1150°C 空冷 650°C 焼戻せるものについて 650°C において引張および衝撃試験を実施した。この結果は Table 2 記載のごとくであり, C の上昇および Co 添加量の増すにつれて抗張力はいちじるしく大となり, Ni, Mo 添加量の多くなるにつれて低下の傾向を示す。焼入温度を 1150°C に高めると高温抗張力はいちじるしく増大し特に Co を含有する場合に顕著である。常温衝撃値は C の低いもの程大であるとはいへ、その差はあまりいちじるしくはないが高温衝撃値は C の低いものがいちじるしく大となる。また焼入温度が低いと衝撃値も向上する。Ni の添加によつては高温衝撃値は大となる傾向があり、特に C% の低い場合に Ni 添加による衝撃値の向上が顕著となる。Co

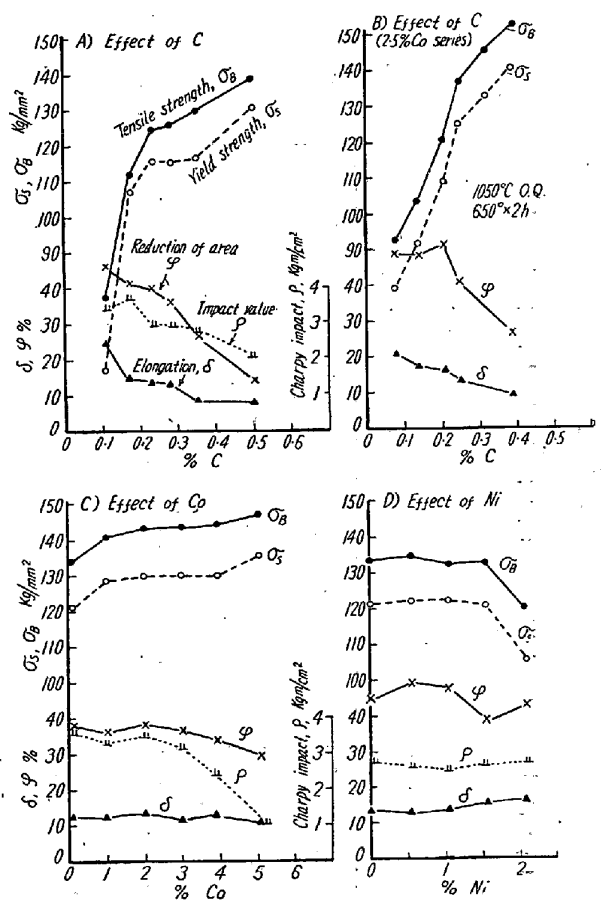


Fig. 7. Mechanical properties at room temperature.

の添加によつては常温衝撃値は Co が 2% 以上になると低下するが高温衝撃値は Co 3% で最大となり、焼入温度を 1150°C に上昇しても衝撃値の低下はほとんどない。

III. 結 言

以上を要約すれば次のごとし、

(1) 9.5% W-Cr 系熱間工具鋼においては製造条件によつて δ-eutectoid 組織の現われることがあり、この組織の出現は武田博士による Fe-W-C 系状態図からは説明しにくい。依つて吾々は Fe-W-C-Cr 系について C を変化せしめた場合の切断状態図を作成し、高温における δ+γ 二相区域の δ フェライトが冷却に際してパーライト状の δ-eutectoid に変化することを示した。

(2) Ni 添加は高温における δ+γ 界域を縮少し 0.7% Ni 添加で δ+γ 二相界域を消失する。また Ni の多くなるにつれて Ac 点および Ms 点は低下するが焼入性はいちじるしく向上する。また高温衝撃値は Ni 添加により向上するが抗張力はやや低下する。

(3) Co 添加により Ac 点, Ms 点は上昇し焼戻軟

Table 2. Mechanical properties at 650°C.

Steel No.	Testing temp. °C	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %	Reduction of area %	Charpy impact value kgm/cm ²	Heat treatment
WCZ-31	650°C	56.0	22.0	51.0	12.6	1050°C O.Q., 650°C × 2h
-32	"	74.0	17.0	45.0	10.4	"
-33	"	79.0	17.0	45.0	7.0	"
-34	"	85.0	17.0	43.5	7.2	"
-35	"	86.0	16.0	43.0	7.2	"
-36	"	89.0	16.5	43.0	4.8	"
-5	"	85.0	14.0	40.0	5.4	"
-6	"	91.0	13.5	37.0	4.6	"
-7	"	91.5	12.0	36.0	4.0	"
-8	"	91.5	11.0	35.5	6.0	"
-9	"	92.0	12.0	34.0	4.7	"
-10	"	92.0	12.0	24.0	5.2	"
-39	"	61.0	17.0	43.5	11.9	"
-40	"	72.5	16.5	41.5	8.8	"
-11	"	80.0	11.0	31.5	"	"
-12	"	89.0	11.0	29.0	"	"
-13	"	90.0	11.5	28.0	"	"
-14	"	91.5	10.0	25.0	"	"
-15	"	92.0	10.0	21.0	"	"
-18	"	82.0	18.0	45.0	4.8	"
-19	"	85.0	18.0	46.0	4.7	"
-20	"	78.0	19.0	47.0	4.8	"
-21	"	75.0	16.0	49.0	5.3	"
-43	"	82.0	16.0	47.0	6.0	"
-44	"	78.0	15.0	44.0	5.0	"
-46	"	72.0	15.0	42.0	5.0	"
WCZ-39	650°C	87.0	9.0	22.0		1150°C A.C., 650°C × 2h
-40	"	98.0	9.5	20.0		"
-11	"	108.0	10.0	19.0	5.3	"
-12	"	112.0	9.5	15.0	5.5	"
-13	"	115.0	9.0	12.0	4.1	"
-14	"	119.0	8.0	12.0	3.4	"
-15	"	125.0	7.0	10.0	2.9	"
-5	"	92.0	10.0	14.0	5.3	"
-6	"	108.0	9.5	13.0	4.4	"
-7	"	117.0	9.0	13.0	4.8	"
-8	"	117.0	9.5	15.0	4.6	"
-9	"	117.5	9.0	11.5	4.4	"
-10	"	124.0	8.5	12.0	4.6	"

化抵抗を増大し高温抗張力をいちじるしく向上した衝撃値も良好となる。Co を添加した場合には焼入温度の高いほど性能は向上する。

(4) Wの多くなるにつれて Ac 点は上昇し焼入温度におけるフェライト量が増加し焼入性も小となる。Mo 添加によつてもフェライト量を増し焼入焼戻硬度を低下する。

(5) Cの増加につれて Ms 点は低下し焼入性が向上し抗張力は大となるが常温および高温衝撃値が低下する。

終りに本研究の発表を許可されたる石原工場長に敬意

を表すると共に実験の一部を担当された外岡耀係員に謝意を表します。(昭和 32 年 7 月寄稿)

文 献

- 1) 小柴, 永島: 鉄と鋼, 36 (1950) No. 3, 24; 35 (1949), No. 4, 17; 35 (1949), No. 8, 17
- 2) 出口: 鉄と鋼, 36 (1950) No. 2, 9
- 3) Rapatz "Edelstähle" (1951), 531
- 4) Hermann M. Hiller: St. u. E. 73 (1953) 1572
- 5) 武田: 「金属の研究」6, (1929), 509
- 6) Keshin Kuo. J. Iron Steel Inst. 177 (1955), 218; 176 (1954), 433