

1. Ziele

Die Grenzwerte für die Begleitelementkonzentrationen in hochfesten Silizium-Chrom-Stählen für die Anwendung als Fahrzeugfedern sind bis heute nicht ausreichend bekannt und untermauert. Zudem stehen zur Zeit keine Herstellprozesse zur Verfügung, die trotz eines hohen Begleitelementgehaltes zu exzellenten und gesicherten Eigenschaften des Endprodukts führen.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Ermittlung der Grenzwerte für Phosphor, Kupfer und Zinn für die hauptsächlich in der Automobilindustrie eingesetzten Federstähle 55SiCr6 und 55SiCrV6 in Abhängigkeit von den Prozessparametern während der konventionellen Wärmebehandlung (**KWB**), die aus dem Erwärmen im Austenit, aus dem Härten (Abschrecken aus dem Austenit) und dem anschließenden Anlassen besteht. Nach der Feststellung der Grenzwerte sollen Konzepte für die KWB zur Optimierung der mechanischen Eigenschaften untersucht werden. Das Potenzial der thermomechanischen Behandlung (**TMB**), ein Fertigungsverfahren, das gezielt die Umformung und die Wärmebehandlung miteinander kombiniert, soll zur Unterdrückung der negativen Einflüsse der Begleitelemente bestimmt werden.

Phosphor ist ein Begleitelement, das bei der Roheisengewinnung entfernt werden muss. Im Blasstahlverfahren können Phosphorgehalte bis 0,01 Massen % erzielt werden. Kupfer und Zinn werden beim Elektrostahlverfahren durch den erhöhten Einsatz von Schrott zyklisch angereichert. Die Untersuchungen der Einflüsse dieser Elemente auf die Verarbeitbarkeit und die Eigenschaften von Stählen beschränkte sich meistens auf deren Einfluss auf die Oberflächenheißbruchempfindlichkeit der untersuchten Stähle. In dieser Arbeit wird erstmalig der Einfluss dieser Elemente auf die mechanischen Eigenschaften von 55SiCr6 und 55SiCrV6 untersucht.

2. Vorgehensweise

Es wurden jeweils 6 Sonderschmelzen mit systematisch abgestufter Konzentration der Begleitelemente Phosphor, Kupfer und Zinn auf der Basis von 55SiCr6 (1.7102) und 55SiCrV6 (1.8152) mit 0,150 Massen % Vanadium hergestellt. Für jede Basisvariante lagen drei Phosphor-, und vier Kupfer-Zinn-Niveaus vor. Der untersuchte Phosphorgehalt lag zwischen 0,0023 und 0,0213 Massen %, der Kupfer-Zinn-Gehalt zwischen 0,208 und 0,604 Massen %¹. Der nominelle Schwefelgehalt der 12 Sonderschmelzen betrug 0,025 Massen %. Um die Übertragbarkeit der Sonderschmelzen auf Industrieschmelzen zu überprüfen, wurden zwei Schmelzen aus der Industrie, eine vom Blasstahlverfahren (I1) und eine vom Elektrostahlverfahren (I2) herangezogen. Weitere zwei Sonderschmelzen, eine ohne Schwefel und die andere ohne Schwefel, ohne Kupfer und ohne Zinn wurden im Verlaufe der Untersuchungen hergestellt. In Tabelle 1 sind die chemischen Analysen aller Schmelzen aufgelistet.

Aus den insgesamt 14 Sonderschmelzen und zwei Industrieschmelzen wurden Glüh- und Umformproben hergestellt, welche mit unterschiedlichen Prozessparametern einer konventionellen Wärmebehandlung oder einer thermomechanischen Behandlung unterworfen wurden. Für die Wärmebehandlungen und für die Umformversuche wurde der am Max-Planck-Institut für Eisenforschung (MPIE) entwickelte Warmumformsimulator eingesetzt [Kasper, Pawelski]. Mit ihm ist eine flexible und aussagekräftige experimentelle Simulation von Warmumformvorgängen möglich. Die Größe der mit dieser Maschine wärmebehandelten bzw. umgeformten Proben erlaubt die Entnahme von Sekundärproben für die mechanische Werkstoffprüfung (z.B. für Zugprüfungen, für Umlaufbiegeversuche) und für metallographische Untersuchungen.

Bevor die Versuche an dem Warmumformsimulator durchgeführt wurden, wurden in Vorversuchen mit einem Umformdilatometer die optimalen Parameter für die Austenitisierung, das Härten (Abschrecken) und die Umformbedingungen untersucht. Die Abhängigkeit der Härte und der eingestellten Korngröße von der Austenitisierungstemperatur (T_γ) und –dauer (t_γ) im Austenitbereich, das Umwandlungsverhalten mit und ohne Umformung und das Rekristallisationsverhalten der Stähle waren hierbei Gegenstand der Versuche.

¹ Summe aus Kupfer- und Zinngehalt. Das Verhältnis von Kupfer zu Zinn betrug bei allen Schmelzen 9.

Tabelle 1 Zusammensetzung der Sonder- und Industrieschmelzen

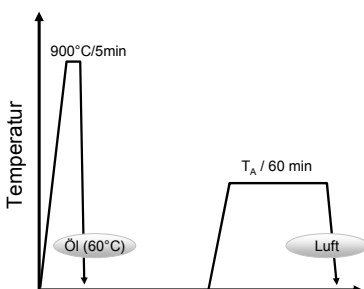
Stahl	Schmelze	Massenanteil in %														
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Sn	V	Mo	Ni	Al	Ti	N	Nb
55SiCr6	P1 (VA1175)	0,55	1,56	0,59	0,0023	0,0231	0,69	0,281	0,0304	<0,001	<0,001	0,020	0,003	< 5x10 ⁻⁶	21x10 ⁻⁶	< 5x10 ⁻⁶
	P2 / CuSn2 (VA1176)	0,55	1,57	0,60	0,0120	0,0221	0,66	0,274	0,0298	<0,001	<0,001	0,019	0,004	< 5x10 ⁻⁶	23x10 ⁻⁶	< 5x10 ⁻⁶
	P3 (VA1177)	0,56	1,50	0,60	0,0213	0,0216	0,69	0,280	0,0311	<0,001	<0,001	0,019	0,004	< 5x10 ⁻⁶	22x10 ⁻⁶	< 5x10 ⁻⁶
	CuSn1 (VA1178)	0,55	1,37	0,58	0,0114	0,0218	0,68	0,188	0,0202	<0,001	<0,001	0,019	0,003	< 5x10 ⁻⁶	23x10 ⁻⁶	< 5x10 ⁻⁶
	CuSn3 (VA1179)	0,56	1,41	0,65	0,0115	0,0216	0,67	0,372	0,0377	<0,001	<0,001	0,019	0,004	< 5x10 ⁻⁶	23x10 ⁻⁶	< 5x10 ⁻⁶
	CuSn4 (VA1180)	0,56	1,5	0,59	0,0115	0,021	0,67	0,540	0,0538	<0,001	<0,001	0,02	0,003	< 5x10 ⁻⁶	25x10 ⁻⁶	< 5x10 ⁻⁶
	P4 (TUF-02)	0,51	1,43	0,63	0,0297	0,0042	0,68	0,280	0,027	0,0013	0,0025	0,0279	0,0043	0,0016	0,0051	<0,001
	P5 (TUF-03)	0,52	1,47	0,61	0,0297	0,0092	0,70	0,018	<0,002	0,0010	0,0013	0,0261	0,0051	0,0019	0,0052	<0,001
	I1	0,555	1,44	0,699	0,0072	0,0056	0,656	0,026	0,002	0,002	0,009	0,039	0,001	0,001	0,003	0,002
	I2	0,58	1,56	0,79	0,016	0,02	0,76	0,170	0,007	k.A.	0,05	0,170	0,028	k.A.	k.A.	k.A.
55SiCrV6	PV1 (VA1198)	0,56	1,47	0,66	0,0025	0,0218	0,69	0,285	0,031	0,163	0,0007	0,0090	0,0027	0,0006	0,0019	<0,001
	PV2/CuSn2 (VA1199)	0,56	1,38	0,54	0,0118	0,0200	0,68	0,282	0,031	0,165	0,0010	0,0081	0,0028	0,0011	0,0023	<0,001
	PV3 (A2613)	0,55	1,34	0,61	0,021	0,0217	0,67	0,250	0,0240	0,1385	<0,002	0,0274	0,0629	<0,001	<0,0005	<0,001
	CuSnV1 (VA1206)	0,59	1,27	0,62	0,0123	0,0149	0,66	0,169	0,0193	0,152	0,0044	0,0168	<0,001	<0,0001	0,0023	<0,001
	CuSnV3 (VA1207)	0,58	1,50	0,64	0,0101	0,0255	0,66	0,340	0,0429	0,149	0,0014	0,0187	<0,001	<0,0001	0,0021	<0,001
	CuSnV4 (VA1208)	0,57	2,16	0,65	0,0113	0,0224	0,67	0,520	0,084	0,153	0,0014	0,018	<0,001	<0,0001	0,0019	<0,001

Um den Einfluss der Begleitelemente auf die mechanischen Eigenschaften für die konventionelle Wärmebehandlung zu untersuchen, wurde bei gleicher chemischer Zusammensetzung die Anlasstemperatur (T_A) und die Austenitisierungstemperatur variiert. Die Anlassdauer (t_A) betrug bei allen Versuchen eine Stunde (Bild 1 a).

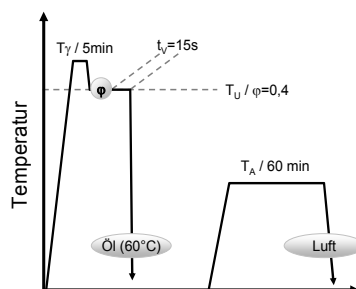
Die Definition der Strategien für die thermomechanische Behandlung erfolgte nach Untersuchung unterschiedlicher Umformtemperaturen (T_U) für die gleiche Austenitisierungstemperatur, und nach Variation der Austenitisierungstemperatur (T_γ) für drei unterschiedliche TMB-Strategien. Hiernach wurden die Strategien für die Basisvariante ohne Vanadium ausgewählt, die an allen Sonderschmelzen dieser Basislegierung angewendet wurden. Diese sind:

- 1) Umformung des Austenits mit anschließender Rekristallisation des Austenits vor dem Abschrecken
- 2) Umformung des metastabilen Austenits ohne nachfolgende Rekristallisation vor dem Abschrecken
- 3) Zweistufige TMB: 1. Umformung des Austenits und anschließende Rekristallisation, anschließend wie unter 2

a) KWB



b) einfache TMB



c) zweistufige TMB

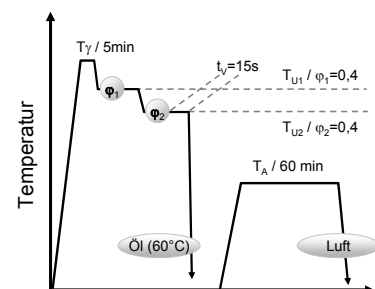


Bild 1 Zeit-Temperatur-Umformfolgen für a) konventionelle Wärmebehandlung (KWB), und für einstufige b) und

Für die Vanadiumvarianten wurde nach den Voruntersuchungen eine zweistufige Strategie festgelegt. Diese bestand aus zwei aufeinander folgende Umformungen mit jeweils anschließender Rekristallisation des Austenit und Abschrecken.

Alle TMB-Strategien wurden an den unterschiedlichen Zusammensetzungen im Anlasstemperaturbereich von 300 bis 400°C angewendet, um die Empfindlichkeit des TMB-Prozesses gegenüber den Begleitelementen zu ermitteln.

Von jeder wärmebehandelten bzw. thermomechanisch behandelten Probe wurden jeweils drei Zugproben und eine Probe für die Metallographie entnommen. Der Einfluss der Begleitelemente und der Prozessparameter auf die mechanischen Kennwerte $R_{p0,2}$, R_m , A_5 , Z konnten somit direkt gemessen werden. Das Ausmaß der Korngrenzensegregation konnte nur indirekt anhand der im Zugversuch gemessenen Duktilität, der chemischen Zusammensetzung und der Beobachtung der Bruchfläche erfasst werden. Nach Vorliegen der Ergebnisse aus den Zugversuchen konnten die Parameter (chemische Zusammensetzung und Prozessparameter) ausgesucht werden, die einen für die Anwendung als Federstahl akzeptable Eigenschaftskombination liefern. Für diese Parameter wurde die Dauerfestigkeit ermittelt. Dies geschah an KWB- und TMB-Proben für unterschiedliche Phosphor- und Kupfer-Zinn-Gehalte der Basisvariante 55SiCr6. Die Dauerfestigkeit wurde im Umlaufbiegeversuch an runden und chemisch polierten Proben bestimmt.

Metallkundliche Untersuchungen mit licht- und elektronenmikroskopischen Verfahren zusammen mit Elektronenbeugung im Rasterelektronenmikroskopie trugen zum Verständnis der bei der konventionellen Wärmebehandlung und der thermomechanischen Behandlung ablaufenden Gefügevorgänge bei.

3. Ergebnisse

3.1 Konventionelle Wärmebehandlung (KWB)

Die Zugfestigkeit R_m der konventionell behandelten Proben liegt für Anlasstemperaturen zwischen 250 und 350°C über 2100 MPa. Über 350°C fällt sie mit zunehmender Anlasstemperatur T_A stark ab (Bild 2). Bei 450°C liegt die Zugfestigkeit bei etwa 1600 MPa. Die 0,2%-Dehngrenze liegt für $T_A=350^\circ\text{C}$ und kleiner leicht über 1900 MPa, über 350°C sinkt sie rapide und fällt auf etwa 1450 MPa für 450°C. Ein leichter Anstieg der Zugfestigkeit mit zunehmendem Phosphor- oder Kupfer-Zinn-Gehalt ist für die Anlasstemperatur von $T_A=400^\circ\text{C}$ zu verzeichnen. Die Dehngrenze steigt mit zunehmendem Phosphor-Gehalt bei $T_A\leq 350^\circ\text{C}$. Die Brucheinschnürung der Sonderschmelzen (Stahl konventioneller Reinheit) wird oberhalb von 250°C mit zunehmender Anlasstemperatur kleiner und hat bei 350°C ein Minimum, danach steigt sie je nach Begleitelementkonzentration leichter oder stärker an (siehe Bild 3).

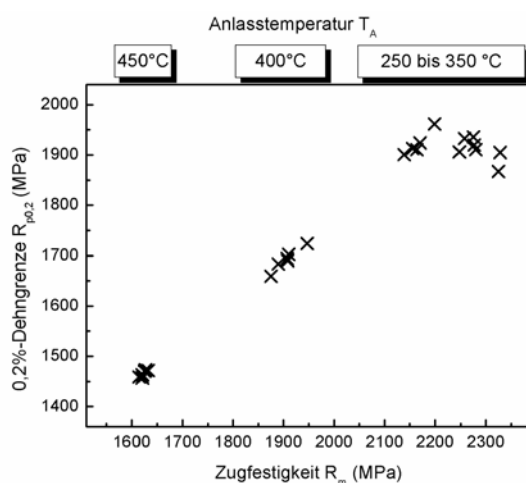


Bild 2 Dehngrenze als Funktion der Zugfestigkeit für KWB-Proben der Schmelzen P1 bis P3 und CuSn1 bis CuSn4, $T_f=900^\circ\text{C}$, $t_f=5\text{min}$

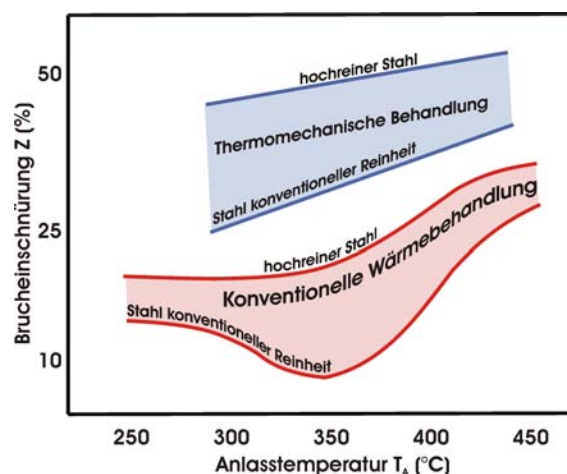


Bild 3 Brucheinschnürung für unterschiedliche Verfahren, Zusammensetzungen und Anlasstemperaturen, Stahl ohne Vanadium

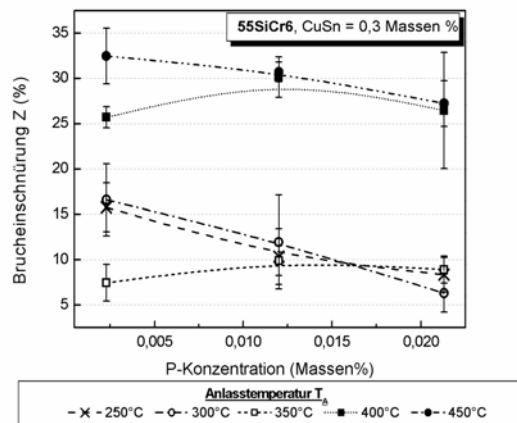


Bild 4 Brucheinschnürung in Abhängigkeit vom P-Gehalt und Anlasstemperatur, $T_\gamma=900^\circ\text{C}$, $t_\gamma=5\text{min}$

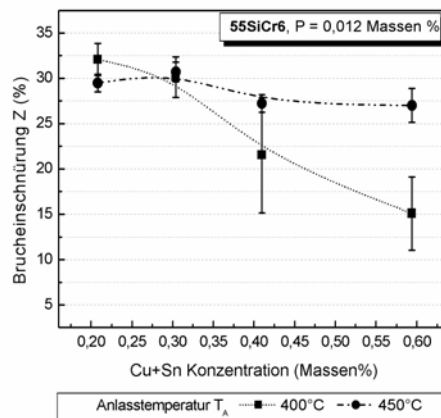


Bild 5 Brucheinschnürung in Abhängigkeit vom CuSn-Gehalt und T_A , $T_\gamma=900^\circ\text{C}$, $t_\gamma=5\text{min}$

In Bild 4 und 5 ist der Zusammenhang zwischen der Brucheinschnürung und der Konzentration an Begleitelementen dargestellt. Die Abnahme der Brucheinschnürung mit dem Phosphor-Gehalt bei niedrigen Anlasstemperaturen wird auf die Segregation vor dem Anlassen zurückgeführt, da bei diesen niedrigen Anlasstemperaturen die Phosphor-Diffusionsgeschwindigkeit im Ferrit sehr klein ist. Die starke Abnahme der Brucheinschnürung mit dem Kupfer-Zinngehalt bei 400°C schränkt die Verwendung von Stählen mit hohem Gehalt an diesen Elementen ein. Die Brucheinschnürungen von Proben der Sonderschmelze CuSn4 mit hohem Kupfer-Zinn-Gehalt, die bei $T_A < 400^\circ\text{C}$ angelassen wurden, liegen alle unter 15%.

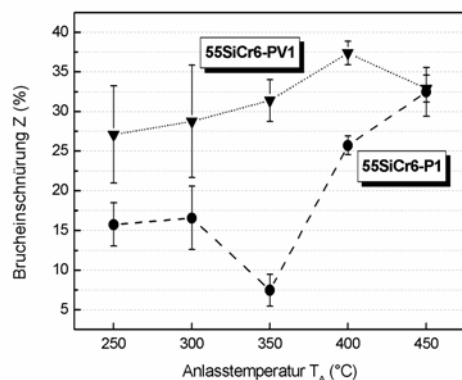


Bild 6 Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur für P1 und PV1, $T_\gamma=900^\circ\text{C}$, $t_\gamma=5\text{min}$

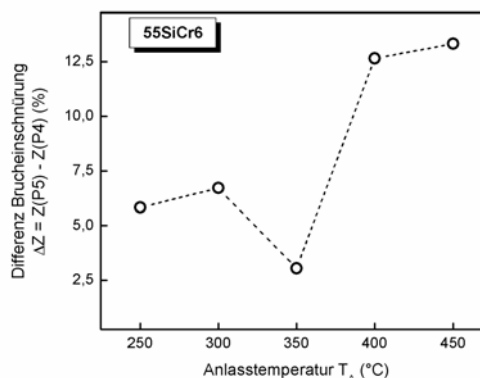
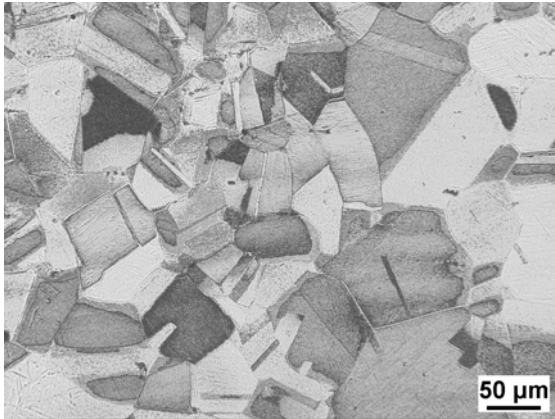
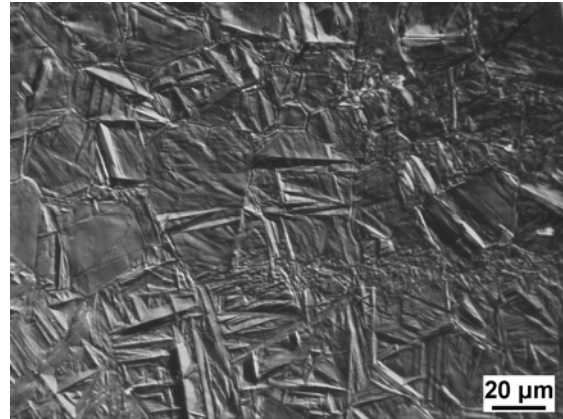


Bild 7 Einfluss CuSn auf die Duktilität bei verschiedenen Anlasstemperaturen, Unterschied zw. Schmelze P4 und P5, $T_\gamma=900^\circ\text{C}$, $t_\gamma=5\text{min}$

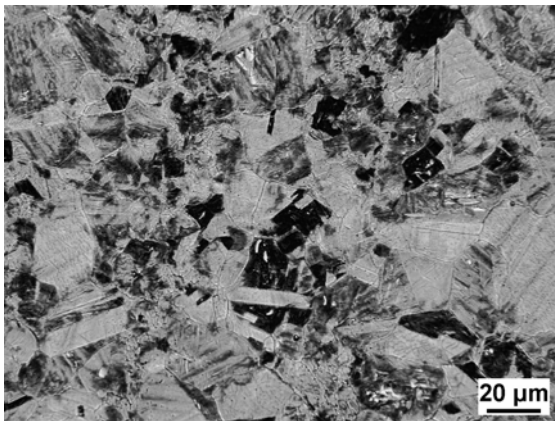
Zugabe von 0,150 Massen% Vanadium erhöht die Zugfestigkeit und die Dehngrenze im hohen Anlasstemperaturbereich. Die Zugfestigkeit der Vanadiumvarianten ist gegenüber der Sonderschmelzen ohne Vanadium für $T_A=400^\circ\text{C}$ um etwa 50 MPa und für $T_A=350^\circ\text{C}$ zwischen 25 und 70 MPa größer. Die Brucheinschnürung zeigt kein Minimum bei $T_A=350^\circ\text{C}$. Vergleicht man die Brucheinschnürung für die zwei Varianten mit dem niedrigsten P-Gehalt, so erhöht die Zugabe von Vanadium bei den untersuchten Anlasstemperaturen die Duktilität (Bild 6). Die höhere Duktilität wird auf die kleinere mittlere Austenitkorngröße zurückgeführt. Bei der gewählten Austenitisierungstemperatur von $T_\gamma=900^\circ\text{C}$ werden nicht alle Vanadiumkarbide während der Austenitisierung gelöst. Die ungelösten Karbide verhindern das Kornwachstum während der Austenitisierung (Bild 8). Die Vanadiumvarianten sind gegenüber Versprödung durch Begleitelemente viel anfälliger. Mit zunehmendem Phosphor- oder Kupfer-Zinn-Gehalt fällt die Brucheinschnürung stark ab.



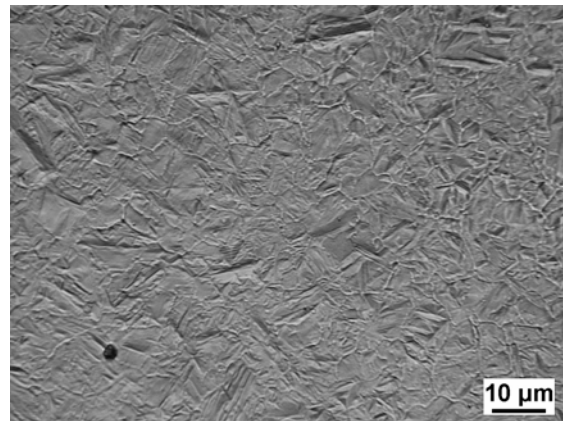
a) $T_\gamma=1000^\circ\text{C}$, $t_\gamma=15\text{min}$



b) $T_\gamma=950^\circ\text{C}$, $t_\gamma=15\text{min}$



c) $T_\gamma=900^\circ\text{C}$, $t_\gamma=15\text{min}$

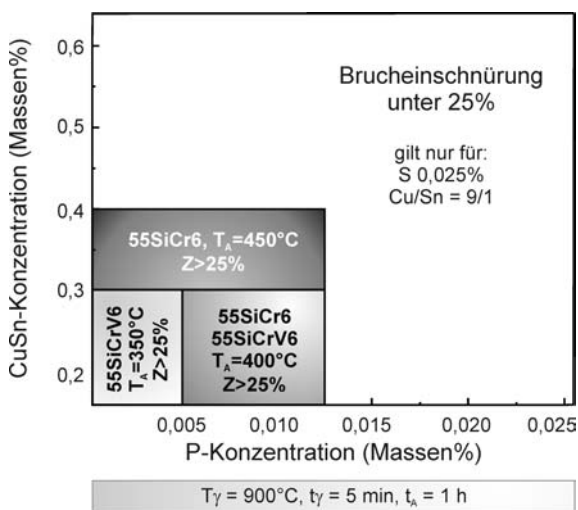


d) $T_\gamma=850^\circ\text{C}$, $t_\gamma=15\text{min}$

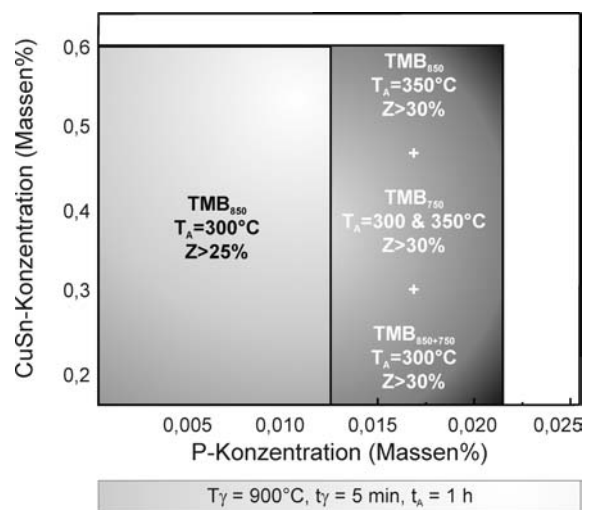
Bild 8 Durch thermisches Ätzen sichtbar gemachte ehemalige Austenitkörner

Weiterhin wurde festgestellt, dass

- Kupfer und Zinn die Dehngrenze von 55SiCr6 erhöht und die Brucheinschnürung senkt (Bild 7),
- die Brucheinschnürung der Industrieschmelzen zwischen 250 und 350°C höher als die der Sonderschmelzen ist und mit abnehmender Temperatur nicht abnimmt,
- mit zunehmender Austenitisierungstemperatur die Brucheinschnürung unabhängig von der Korngröße abnimmt.



a) Konventionelle Wärmebehandlung



b) Thermomechanische Behandlung 55SiCr6

Bild 9 Grenzwerte für Begleitelementkonzentrationen für eine angegebene Mindest-Brucheinschnürung Z

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Begleitelemente Phosphor und Kupfer und Zinn gemeinsam im untersuchten Konzentrationsbereich keinen signifikanten Einfluss auf die Festigkeit haben. Die Duktilität bzw. die Brucheinschnürung oder -dehnung werden in starkem Maße (und abhängig von der Anlasstemperatur) von diesen beeinflusst. Der Einfluss der Begleitelemente ist für 55SiCr6 und 55SiCrV6 unterschiedlich stark ausgeprägt. Bild 9 gibt die Konzentrationsbereiche für die verschiedenen Anlasstemperaturen an, für die eine Brucheinschnürung größer als 25% beobachtet wurde. Im Rahmen der konventionellen Wärmebehandlung ist die Erhöhung des Festigkeitsniveaus und der Beibehaltung der Duktilität nur durch Zugabe von Vanadium und der Einhaltung höchster Reinheiten, d.h. Phosphorgehalt <0,005 Massen% und Kupfer-Zinn-Gehalt < 0,300 Massen% für $T_A=350^\circ\text{C}$ möglich. Es wird hier betont, dass sehr niedrige Kupfer-Zinn- und Schwefel-Konzentrationen hier nicht untersucht wurden. Zusätzlich wird hier angemerkt, dass der Einfluss von Kupfer und Zinn nicht separat betrachtet wurde.

3.2 Thermomechanische Behandlung (TMB)

Die Untersuchung der optimalen Umformtemperatur (des Austenits) für die thermomechanische Behandlung zeigte, dass für die vanadiumfreien Varianten sowohl eine rekristallisierte (Umformtemperatur $T_U=850^\circ\text{C}$) als auch eine nicht rekristallisierte ($T_U=750^\circ\text{C}$), gestreckte Austenitkornstruktur vor dem Abschrecken zur deutlichen Verbesserung der Duktilität führen können (Bild 10a). Die rekristallisierte Variante lieferte unabhängig von der Austenitisierungstemperatur etwa gleiche Duktilitäten, während die Brucheinschnürung der nicht rekristallisierten Variante mit zunehmender Austenitisierungstemperatur abnimmt (Bild 10 b). Dies wird dadurch begründet, dass bei der ersten Variante nach der Rekristallisation neue, kleinere Austenitkörner entstehen und damit der Einfluss der Austenitisierungstemperatur vor der Umformung unerheblich wird, während bei der nicht rekristallisierten Variante die Korngrößen praktisch nicht verändert werden und keine neuen Korngrenzen entstehen. Aus diesen Ergebnissen wurde eine dritte zweistufige Strategie abgeleitet, bei der der Austenit zuerst rekristallisiert, um kleinere Körner zu erhalten, und danach durch eine zweite Umformung eine Realstruktur erzeugt wird, die beim Abschrecken vererbt und sich beim Anlassen positiv auf die mechanischen Eigenschaften auswirken wird.

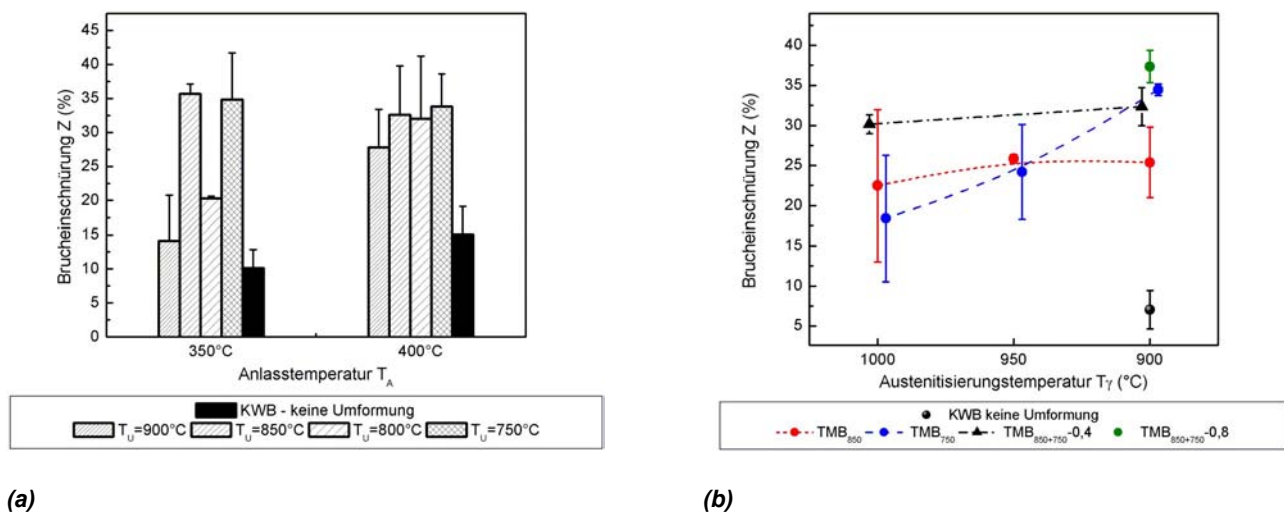


Bild 10 Parameterfestlegung TMB: (a) Bestimmung der optimalen Umformtemperatur an der Schmelze 55SiCr4-CuSn4, $T_\gamma=950^\circ\text{C}$, $\varphi=0,4$, $t_v=15\text{s}$, $t_A=1\text{h}$ und (b) Bestimmung der optimalen Austenitisierungstemperatur an der Schmelze 55SiCr4-P3, $t_v=15\text{s}$, $T_A=300^\circ\text{C}$, $t_A=1\text{h}$

Bei der Vanadiumvariante führt eine einstufige Umformung zwischen 750 und 900°C nicht zu einer deutlichen Verbesserung der Duktilität. Eine zweistufige Strategie mit zweimaliger Rekristallisation zeigte eine merkliche Erhöhung der Duktilität bei gleichzeitiger Erhöhung der Dehngrenze und der Zugfestigkeit.

Für alle Schmelzen der Basisvariante 55SiCr6 zeigten die thermomechanisch behandelten Proben gegenüber den konventionell wärmebehandelten Proben, die bei gleicher Temperatur angelassen wurden, unabhängig von den Begleitelementkonzentrationen deutlich bessere Duktilitäten. Dies wird schematisch in Bild 3 verdeutlicht. Die zweistufige thermomechanische Variante zeigt im gesamten Phosphor- und Kupfer-Zinn-Bereich die höchsten Brucheinschnürungen (Bild 9b und 11). Die Mittelwerte der Brucheinschnürung

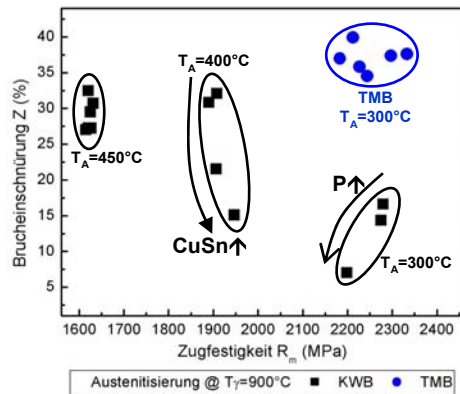


Bild 11 Vergleich KWB und zweistufige TMB für unterschiedliche Anlasstemperaturen und Begleitelementkonzentrationen

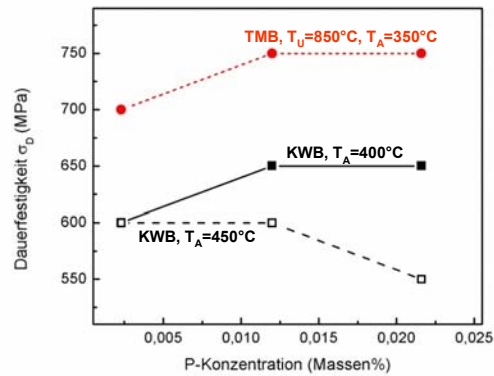


Bild 12 Dauerfestigkeit in Abhängigkeit von der Behandlung und von der P-Konzentration, $T_{\gamma}=900^{\circ}\text{C}$, $t_{\gamma}=5\text{min}$

lagen bei einer Anlasstemperatur von 300°C um 35% und höher. Folglich kann durch die Anwendung der thermomechanischen Behandlung in der Praxis die Festigkeit gesteigert werden, in dem niedrigere Anlasstemperaturen gewählt werden (Bild 11). Die Gefahr der Versprödung durch höhere Begleitelementkonzentrationen ist bei der TMB, wie im Bild 9 b) und 11 verdeutlicht, im untersuchten Konzentrationsbereich nicht vorhanden. Für die Sonderschmelzen der Vanadiumvariante gilt, dass mit der TMB bei gleichen Anlassbedingungen, mindestens vergleichbare, wenn nicht höhere Festigkeitswerte und gleichzeitig höhere Duktilitätswerte erzielt werden. Die gleichen Tendenzen wie bei 55SiCr6 konnten bei den Industrieschmelzen nachgewiesen werden, wobei hier aufgrund der niedrigeren Begleitelementkonzentrationen höhere Duktilitäten als bei den Sonderschmelzen beobachtet wurden.

In Bild 12 sind die Dauerfestigkeiten für verschiedene Behandlungen als Funktion der Phosphorkonzentration gegenübergestellt. Im Umlaufbiegeversuche zeigten konventionell wärmebehandelte Proben

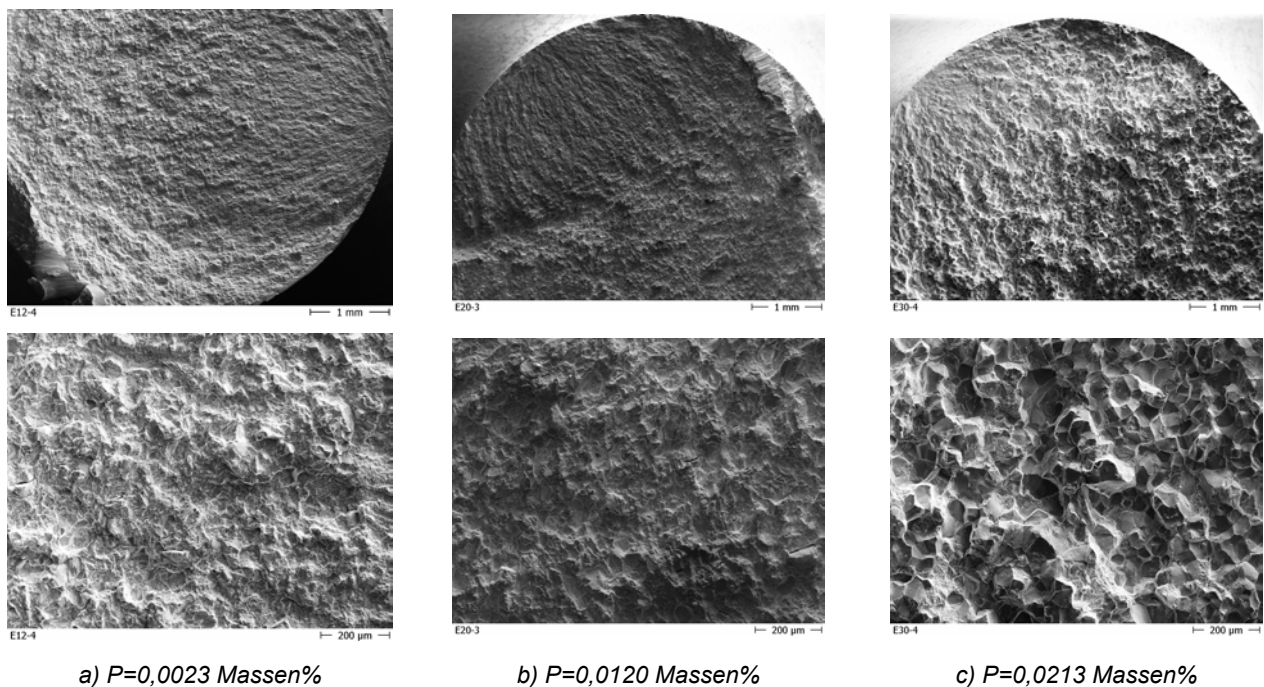


Bild 13 Bruchflächenuntersuchung der im Umlaufbiegeversuch bei $\sigma_a = 700\text{MPa}$ gebrochenen KWB-Proben ($T_{\gamma}=900^{\circ}\text{C}$, $T_A=400^{\circ}\text{C}$), oben Übersichtsaufnahmen, unten Bruchflächenaussehen in der Probenmitte

(angelassen bei 400 oder 450°C) um 100 bis 200 MPa niedrigere Dauerfestigkeiten als thermomechanisch behandelte Proben (umgeformt bei 850°C und angelassen bei 350°C) der gleichen Zusammensetzung. Durch die Anwendung der thermomechanischen Behandlung und Anlassen bei niedrigerer Temperatur wird nicht nur die Dauerfestigkeit erhöht, sondern gleichzeitig auch die Zeitstandfestigkeit und die Duktilität. Konventionell wärmebehandelte Proben der Industrieschmelze I1, angelassen bei 400°C haben die gleiche Dauerfestigkeit ($\sigma_D = 750$ MPa) wie thermomechanisch behandelte Proben der Schmelze mit dem höchsten Phosphor-Gehalt, aber eine niedrigere Zeitstandfestigkeit. Sie haben kleinere Dauerfestigkeit und Zeitstandfestigkeit als Schmelzen mit hohem Kupfer-Zinn-Gehalt ($\sigma_D = 800$ MPa). Konventionell wärmebehandelte Proben der Industrieschmelze I1, angelassen bei 350°C haben eine höhere Dauerfestigkeit ($\sigma_D = 850$ MPa), aber vergleichbare Zeitstandfestigkeit mit der Kupfer-Zinn-Schmelze. Gleichzeitig ist jedoch die Brucheinschnürung dieser konventionell wärmebehandelten Proben um 14 bis 17% niedriger als die der im Umlaufbiegeversuch getesteten thermomechanisch behandelte Variante.

Es wurde ein Anstieg der Dauerfestigkeit mit zunehmendem Phosphor- oder Kupfer-Zinn-Gehalt bei den thermomechanischen behandelten Proben und bei 400°C angelassenen konventionell wärmebehandelten Proben beobachtet. Bruchflächenuntersuchungen zeigen, dass mit zunehmendem Phosphor-Gehalt, die Rissbildung verzögert wird, jedoch der Bereich des stabilen Risswachstums abnimmt. Mit zunehmendem Phosphor-Gehalt, nimmt der Anteil an interkristallinem Bruch sowohl bei der hier untersuchten thermomechanischen Variante als auch bei der konventionellen Wärmebehandlung zu (Bild 13). Es ist deshalb davon auszugehen, dass anders als bei den hier untersuchten polierten Ermüdungsproben bei realen Bauteilen mit technischer Oberfläche eine erhöhte Phosphor-Konzentration zu einer starken Abnahme der Dauerfestigkeit führen kann: D.h., steigt die Phosphor-Konzentration, darf die Oberfläche des Materials keine Fehler aufweisen, weil sonst ein interkristalliner Bruch zum Versagen führen würde.

4. Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit liefert den Stahl- und Federherstellern eine wissenschaftliche Grundlage für die Definition und Festlegung von maximalen Begleitelementkonzentrationen. Da die hier abgeleiteten Obergrenzen in Zusammenhang mit den unterschiedlichen Wärmebehandlungsparametern bestimmt worden sind, können die Federhersteller entsprechend ihren spezifischen Anforderungen (Fertigungsparameter und Produktpalette) die Grenzen festlegen. Diese Arbeit zeigt, dass bei der herkömmlichen Wärmebehandlung sehr genau auf die Konzentration der hier untersuchten Begleitelemente geachtet werden muss. Sie zeigt auch die Grenzen der konventionellen Wärmebehandlung, die bei der Schraubenfederherstellung Stand der Technik ist. Werden höhere Festigkeitsniveaus und gleichzeitig hohe Brucheinschnürungen angestrebt, stößt man schnell bei den verwendeten Werkstoffen und Verfahren an die Grenzen.

Das hier durchgeführte Projekt zeigt klar die Vorteile, die sich durch die Anwendung einer thermomechanischen Behandlung realisieren lassen würden. Die vorliegende Arbeit zeigt, wie man durch die TMB höhere Festigkeitsniveaus bei gleichzeitig hohen Brucheinschnürungen und Dauerfestigkeiten erreichen kann. Es wurde nachgewiesen, dass das entwickelte Verfahren unabhängig vom Begleitelementgehalt (Phosphor, Kupfer und Zinn) die Anforderungen der Norm DIN EN 10089 (Warmgewalzte Stähle für vergütbare Federn) nicht nur erfüllt, sondern übertrifft.

Förderhinweis und Danksagung

Dieses Forschungsprojekt Nr. AiF 13409 N wurde aus Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Arbeit (BMWA) über die Arbeitsgemeinschaft Industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e.V. (AiF) und die Forschungsgesellschaft Stahlverformung e.V. (FSV) im Rahmen der vorwettbewerblichen Gemeinschaftsforschung gefördert. Die Langfassung des Abschlussberichtes kann bei der FSV, Goldene Pforte 1, D-58093 Hagen, angefordert werden.